

VŠB – Technická univerzita Ostrava

Fakulta strojní

Katedra mechanické technologie

Predikce průběhu tvrdosti ve svarovém spoji oceli P91

Prediction of the Welded Joints Hardness P91 Steel

Student:

Bc. Marek Příbyl

Vedoucí diplomové práce:

Ing. Vladislav Ochodek

Ostrava 2014

Zadání diplomové práce

Student: **Bc. Marek Příbyl**
Studijní program: N2301 Strojní inženýrství
Studijní obor: 2303T002 Strojírenská technologie
Specializace: 10 Technologický management
Téma: **Predikce průběhu tvrdosti ve svarovém spoji oceli P91**
Prediction of the Welded Joints Hardness P91 Steel

Zásady pro vypracování:

1. Proved'te studii vlastností a použití oceli P91.
2. Proved'te studii analytických modelů predikce tvrdosti pro CrMo oceli.
3. Navrhněte a realizujte experimentální program ověření vlivu teplotního režimu svařování na průběh tvrdosti ve svarovém spoji oceli P91.
4. Navrhněte vhodný analytický model pro predikci tvrdosti svarových spojů CrMo ocelí.
5. Dosažené výsledky porovnejte s lit. prameny a proved'te diskusi.

Seznam doporučené odborné literatury:

ASM. Handbook vol. 6, *Welding, Brazing, Soldering*. ASM 2001.
HRIVŇÁK, I. *Teoria zvaritelnosti kovov a zliatin*. Veda 1989.
KOU, S. *Welding Metallurgy*, John Wiley & Sons, 1987.

Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.


Vedoucí diplomové práce: **Ing. Vladislav Ochodek**

Datum zadání: 13.12.2013

Datum odevzdání: 19.05.2014



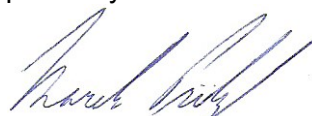

Ing. Petr Mohyla, Ph.D.
vedoucí katedry


doc. Ing. Ivo Hlavatý, Ph.D.
děkan fakulty

Místopřísežné prohlášení studenta

Prohlašuji, že jsem celou bakalářskou práci včetně příloh vypracoval samostatně pod vedením vedoucího bakalářské práce a uvedl jsem všechny použité podklady a literaturu.

V Ostravě 16. 5. 2014



.....
podpis studenta

Prohlašuji, že

- jsem byl seznámen s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb., autorský zákon, zejména § 35 – užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního a § 60 – školní dílo.
- beru na vědomí, že Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava (dále jen „VŠB-TUO“) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§ 35 odst. 3).
- souhlasím s tím, že diplomová práce bude v elektronické podobě uložena v Ústřední knihovně VŠB-TUO k nahlédnutí a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o kvalifikační práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO.
- bylo sjednáno, že s VŠB-TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu § 12 odst. 4 autorského zákona.
- bylo sjednáno, že užít své dílo – diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB-TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB-TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše).
- beru na vědomí, že odevzdáním své práce souhlasím se zveřejněním své práce podle zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů, bez ohledu na výsledek její obhajoby.

V Ostravě 16. 5. 2014



.....
podpis

Jméno a příjmení autora práce: Bc. Marek Příbyl

Adresa trvalého pobytu autora práce: Na Vějíři 10, Svitavy

ANOTACE DIPLOMOVÉ PRÁCE

PŘIBYL, M. *Predikce průběhu tvrdosti ve svarovém spoji oceli P91: diplomová práce.* Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie, 2014, 68 s. Vedoucí práce: Ochodek, V.

Cílem této práce bylo posouzení funkčnosti a přesnosti výpočtových metod predikce tvrdosti svarových spojů oceli P91. Dalším cílem bylo určení vlivu použitého teplotního režimu při svařování na výslednou maximální tvrdost svarového spoje této oceli. Teoretická část práce byla věnována studiu oceli P91. Popsány byly zejména vlastnosti, použití, mikrostruktura a svařitelnost této oceli. V teoretické části práce byla také provedena studie různých výpočtových metod pro predikci maximální tvrdosti v teplem ovlivněné oblasti svarového spoje. V rámci experimentu byl navrhnout program pro ověření vlivu použitého teplotního režimu svařování na maximální tvrdost v teplem ovlivněné oblasti svaru. Dále byla ověřena funkčnost a přesnost modelů pro predikci maximální tvrdosti svaru, které byly popsány v teoretické části práce. V závěru práce byla provedena diskuse výsledků experimentu.

ANNOTATION OF MASTER THESIS

PŘIBYL, M. *Prediction of the Welded Joints Hardness P91 Steel: Master Thesis.* Ostrava: VŠB – Technical University of Ostrava, Faculty of Mechanical Engineering, Department of Mechanical Technology, 2014, 68 p. Thesis head: Ochodek, V.

The objective of this thesis was to assess the functionality and the accuracy of the computing methods in the prediction of the weld joint hardness of steel P91. Another aim was to assess the influence of the welding temperature mode on the final maximum hardness of the weld joint of this type of steel. The theoretical part of this thesis concerned with the research of the P91 steel. Properties, microstructure, weldability and usage of this steel were described above all. The research of several different computing methods used for the prediction of the maximum hardness of the weld joint regarding the influence of the temperature was conducted in the theoretical part too. A new programme for checking the influence of the used welding temperature mode on the maximum hardness of the weld joint was designed within the experiment. Furthermore, the functionality and the accuracy of the models for prediction and maximum hardness of the weld joint, which were described in the theoretical part of the thesis, were verified. In the conclusion of the thesis the analysis of the experiment and its results was conducted.

Obsah

Seznam použitých značek a symbolů	8
Úvod.....	10
1 Ocel P91	12
1.1 Vznik a použití.....	13
1.2 Creepová odolnost	14
1.3 Svařitelnost	14
1.3.1 Předehřev	16
1.3.2 Teplota interpass	16
1.3.3 Tepelné zpracování po svařování	17
1.4 Problematika svařitelnosti za provozu zařízení.....	18
1.5 Tvrdost oceli P91 po svaření	20
1.6 Chemické složení a mechanické vlastnosti	21
1.6.1 Vliv legujících prvků	21
1.7 Mikrostruktura	23
1.7.1 Mikrostruktura oceli po svaření a následném TZ	27
2 Predikce tvrdosti	29
2.1 Algoritmy pro predikci tvrdosti	30
2.1.1 Algoritmy nezávislé na čase $t_{8/5}$	30
2.1.2 Algoritmy závislé na čase $t_{8/5}$	31
2.2 Simulační programy a webové aplikace	36
2.3 Neuronové sítě.....	37
3 Experimentální část	40
3.1 Příprava vzorků	40
3.2 Měření tvrdosti	45
3.2.1 Výsledky měření tvrdosti	46
3.2.2 Diskuse výsledků měření tvrdosti	47
3.2.3 Rozdíly výsledků měření oproti výsledkům předchozí práce	48
3.3 Predikce tvrdosti	50

3.3.1	Predikce pomocí algoritmů z kap. 2.1.....	50
3.3.2	WeldSoft 2	51
3.3.3	SYSWELD	53
3.3.4	The Japan Welding Engineering Society (JWES).....	55
3.3.5	Diskuse výsledků predikce tvrdosti.....	57
4	Závěr	61
	Seznam použitých pramenů	64
	Seznam obrázků.....	67
	Seznam tabulek	68

Seznam použitých značek a symbolů

Značení	Význam	Jednotka
A_5	Tažnost	[%]
CE	Uhlíkový ekvivalent	[%]
CE_B	Uhlíkový ekvivalent	[%]
CE_{BH}	Uhlíkový ekvivalent	[%]
CEI	Uhlíkový ekvivalent	[%]
CEII	Uhlíkový ekvivalent	[%]
CEIII	Uhlíkový ekvivalent	[%]
C_P	Efektivní obsah uhlíku	[%]
$f(B)$	Člen charakterizující vliv bóru	[-]
$f(C)$	Člen charakterizující vliv uhlíku	[-]
H_B	Tvrдость bainitu	[-]
HJP	Hollomon-Jaffe Parametr	[-]
H_M	Tvrдость martenzitu	[-]
H_{max}	Maximální tvrдость	[-]
HV	Tvrдость dle Vickerse	[-]
HV_{max}	Maximální tvrдость dle Vickerse	[-]
JWES	The Japan Welding Engineering Society	[-]
KV	Nárazová práce	[J]
NDT	Non Destructive Testing (nedestruktivní zkoušky)	[-]
p	Ekvivalentní popouštěcí parametr	[-]
R	Konstanta dokonalého plynu	[cal/mol.K]
Re	Mez kluzu v tahu	[MPa]
Rm	Mez pevnosti v tahu	[MPa]
SK	Svarový kov	[-]
T	Teplota	[K]
t	Čas	[h]
t_0	Časová jednotka	[-]
$t_{8/5}$	Čas chladnutí materiálu z 800°C na 500°C	[s]
t_m	Čas vzniku martenzitu	[s]
T_{max}	Maximální teplota teplotního cyklu	[°C]
TOO	Teplem ovlivněná oblast	[-]
TZ	Tepelné zpracování	[-]

Vr	Rychlost ochlazování	[°C/h]
ZM	Základní materiál	[-]
ΔH	člen charakterizující vliv bóru	[-]
ΔT	Aktivační teplota	[cal/mol]

Úvod

Svařování patří mezi dynamicky se rozvíjející oblasti průmyslu. Nerozebíratelné metody spojování materiálů jsou známy již z prvotních metalurgických pokusů a od 19. století, kdy bylo používáno zejména kovářské svařování, byl v průběhu 20. století učiněn obrovský skok právě od svařování kovářského, přes svařování el. obloukem nebo plamenem až po svařování plasmou, laserem nebo třeba elektronovým paprskem. Důvodem velkého skoku ve vývoji svařování v průběhu 20. století byl prudký vývoj ve strojírenském průmyslu jako takovém. Ať už se jednalo o výrobu oceli, těžbu ropy, zemního plynu, uhlí, nebo třeba výrobu el. energie, bylo nezbytné zpracovávat větší množství surovin za kratší dobu a s větším výkonem.

Právě prudký vývoj ve strojírenství vyžadoval také prudké zvýšení nároků na materiály, ze kterých byly stroje nebo zařízení k výrobě vyrobeny. Například již zmíněný energetický nebo petrochemický průmysl je toho dobrým příkladem. Vzhledem k práci zařízení pro výrobu el. energie nebo petrochemie za vysokých teplot a tlaků způsobených proudícími médii (v energetice zejména přehřátou párou) bylo třeba vyvinout materiály, které by tomuto prostředí odolaly minimálně několik desetiletí, aniž by se zcela zhroutily nebo je bylo třeba neustále opravovat. Za tímto účelem se v polovině 20. století objevily první Cr-Mo oceli, jejichž vlastnosti vyhovovaly těmto vysokým nárokům. Za více než polovinu století již byla vyvinuta celá řada Cr-Mo ocelí. Pro jejich vyšší cenu se však modernější druhy těchto ocelí nedostaly do všech částí světa tak rychle, jak by bylo třeba. Proto jsou v současné době ve spoustě oblastí (například i v České republice) nahrazovány již nevyhovující Cr-Mo oceli ve stávajících zařízeních (ať už z důvodu, zvýšení výkonu těchto zařízení nebo stářím) již dostupnými, moderními Cr-Mo oceli. Jedním z nejznámějších a nejrozšířenějších zástupců těchto ocelí je ocel, která je nejvíce známá pod označením P91. Touto ocelí jsou často jak modernizována stávající zařízení energetického a petrochemického průmyslu v ČR, ve kterých poměrně často nahrazuje v našich oblastech známou a rozšířenou ocel 15 128, tak jsou z oceli P91 vytvářena i zařízení nová, moderní. Tato ocel bude pro svoji rozšířenost také předmětem zkoumání této diplomové práce.

Vzhledem k rozměrnosti zařízení v petrochemickém a energetickém průmyslu, kde se ocel P91 nejčastěji používá, je třeba ke konstrukci použití velkého množství svařovaných spojů. Je všeobecně známo, že svarový spoj je nejslabším místem celé svařované konstrukce, proto i zde bude svar nejvíce limitujícím prvkem životnosti a bude třeba mu věnovat nejvíce pozornosti. V případě porušení svařovaného spoje by mohlo dojít jednak k úrazu osob pracujících v blízkosti (vysoká teplota a tlak média), a také ekonomický dopad poruchy zařízení by mohl být obrovský. Velice důležitým opatřením pro správnost provedení svarového spoje je dodržení teplotního režimu svařování. To platí zejména pro Cr-Mo oceli,

které na nedodržení předepsaného teplotního režimu svařování reagují velmi citlivě. Jednou z metod pro vyhodnocování správnosti provedeného teplotního režimu svařování je vyhodnocení průběhu výsledné tvrdosti svarového spoje, a to zejména v teplem ovlivněné oblasti poblíž hranice ztavení, kde je předpoklad její nejvyšší hodnoty. Vyhodnocení maximální tvrdosti jako kritéria pro správně provedený postup svařování není jedinou metodou pro hodnocení svarových spojů, ale oproti jiným metodám dokáže přiblížit chování spoje poměrně snadno a rychle. V případě nesprávného teplotního cyklu svařování ani korektní tepelné zpracování nedokáže snížit hodnotu výsledné tvrdosti na požadovanou hodnotu a tím zajistit vyhovující spoj.

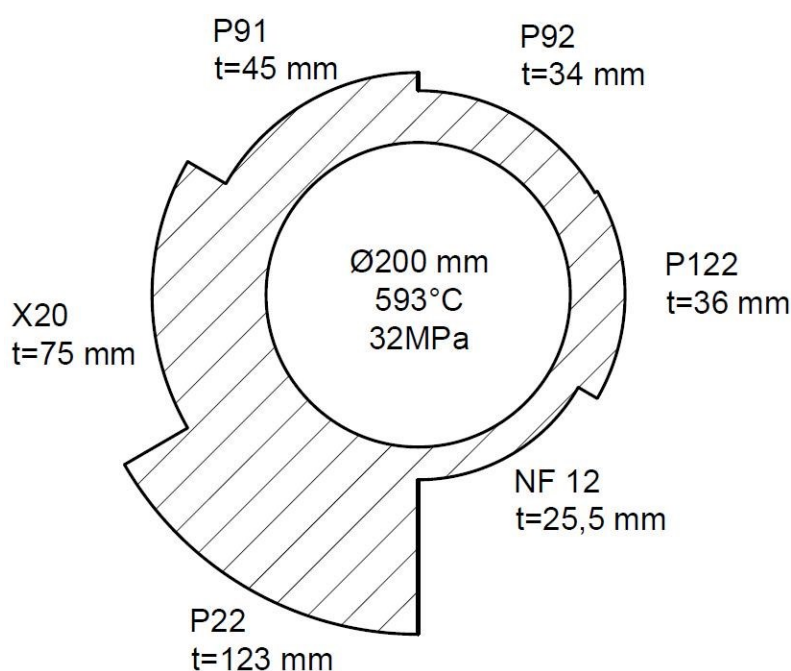
Ne vždy je však možné na vytvořeném svarovém spoji testovat výslednou tvrdost, a to ať už destruktivními metodami nebo metodami NDT. Pro přesnost výsledků je navíc třeba testovat tvrdost na příčném řezu svarového spoje. V případě svarových spojů menších rozměrů je možné svařit testovaný vzorek za stejných podmínek jako vyráběnou součást. V případě svarů větších rozměrů však není tato metoda možná ani z hlediska proveditelnosti ani z hlediska ekonomického. Proto bylo vyvinuto několik analytických metod pro predikci tvrdosti svarového spoje, které by při dosažení příslušných parametrů měly poměrně přesně výslednou tvrdost predikovat. Tyto metody slouží jak pro modelování procesů svařování, tak i pro zpětné dohledání chybných parametrů svařování v případě nevyhovujícího spoje.

Cílem této práce bude provedení studie vlastností a použití oceli P91 a také několika analytických modelů pro predikci tvrdosti. V praktické části práce pak bude na několika vzorcích svarových spojů oceli P91 podrobených různým teplotním režimům svařování prozkoumán průběh tvrdosti. Výsledky budou následně porovnány s výsledky predikce tvrdosti analytických modelů a posouzena jejich přesnost a funkčnost. V případě nedosažení požadovaných výsledků predikce bude proveden pokus o zpřesnění jejich výsledků pro aplikaci přímo na ocel P91.

1 Ocel P91

Ocel P91 (známá také pod označením X10CrMoVNb9-1 dle normy EN a DIN nebo A335 P91 dle normy ASTM) je zástupcem dnes již poměrně početné skupiny Cr-Mo ocelí. Tyto oceli jsou komerčně známé již z období před 2. světovou válkou, kdy byla v roce 1940 v Anglii vyvinuta ocel pro elektrárenské parovody. Rychlého vývoje těchto ocelí bylo dosaženo zejména v Německu v 50. letech. Od 70. let se vývoj těchto ocelí přesunul především do USA a Japonska, od poloviny 80. let pak přicházely nově vyvinuté Cr-Mo oceli především z Japonska. Pro jejich creepové vlastnosti i za vysokých teplot jsou Cr-Mo oceli využívány především v energetickém a petrochemickém průmyslu. Typickými zařízeními využívající Cr-Mo oceli mohou být např. parovody, kotle, tepelné výměníky ohřívače nebo reaktory. Ty jsou známy především jako silnostěnné nádoby. [1,2,35]

Vzhledem k neustálé snaze o snižování ekonomické a technologické náročnosti zařízení pracujících v těchto odvětvích průmyslu byla, od vzniku Cr-Mo ocelí v roce 1940, vyvinuta již celá řada nových Cr-Mo ocelí. Zvyšování provozních teplot a tlaků v energetických a petrochemických zařízeních by bez vývoje nových druhů Cr-Mo ocelí vedlo k neustálému zvětšování potřebných tloušťek stěn těchto zařízení. Vývoj nových druhů Cr-Mo ocelí se zvýšenými mechanickými vlastnostmi vedl ke snížení potřebných tloušťek stěn při zachování potřebných parametrů a přinesl i další ekonomické výhody ve výrobě. Na obr. 1 je znázorněno, jak vedl vývoj nových Cr-Mo materiálů k postupnému snižování potřebné tloušťky stěny.[1]



Obr. 1 Snižování potřebné tloušťky stěny vývojem nových materiálů. [3]

1.1 Vznik a použití

Ocel P91 je známa již 30 let především v energetickém průmyslu. Na přelomu 70. a 80. let byla celosvětově hledána ocel, která by byla schopna dlouhodobě pracovat při nadkritických teplotách a vysokém tlaku páry jak v elektrárnách zpracovávajících fosilní paliva, tak i v jaderných elektrárnách (na součásti jako jsou kotle, parovody, tepelné výměníky atd.). Vývoj oceli stupně 91 začal v roce 1978 na Oak Ridge National Labs v USA a od té doby byl vyvíjen i jinými výzkumníky. V roce 1984 schválila ASME jako normovaný materiál 9-ti chromovou ocel, která se stala ocelí P91. Je známá jako modifikovaná 9Cr-1Mo martenzitická ocel mikrolegovaná vanadem a niobem s kontrolovaným obsahem dusíku. V roce 1991 byla ocel P91 použita při opravě v Dayton Power and Light, Stuart station, kde nahradila již nevyhovující ocel P11 na přehřívákovém vedení (obr. 2). Podobně byla ocelí P91 postupně nahrazována/opravována zařízení a součásti elektráren nejen v USA, ale postupně po celém světě. V ČR je touto ocelí nahrazována poměrně známá a rozšířená ocel 15128. Předchůdcem oceli P91 byla ocel označovaná jako T/P22, která nedosahovala takové výdrže při náročných provozních podmínkách (teplota, tlak). Oproti svému předchůdci má ocel P91 až do teplot okolo 600°C mnohem vyšší pevnost a také teploty, při kterých dochází k oxidaci, jsou oproti T/P22 vyšší. Z toho plyne poměrně značné zlepšení ekonomiky. Je umožněno snížení tloušťky stěn součástí a zároveň je téměř desetinásobně zvýšena životnost součástí. Zvýšení pevnosti a oxidační odolnosti umožňuje zvýšený obsah Cr (9% oproti 2,5% u P22), zvýšený obsah Mo zvyšuje odolnost oceli proti tečení a obsahy Ni a Mn zlepšují prokalitelnost oceli. [3,4,7]



Obr. 2 Přehřívákové vedení z oceli P91. [3]

Výhody oceli P91[3]:

- Větší pevnost, která umožňuje zvýšení bezpečnosti
- Výrazně delší životnost při stanovené mezi tečení a únavy

- Snížení potřebné tloušťky stěny při zachování požadovaných vlastností, což vede k lepší manipulaci se součástmi, úspoře místa, snížení množství tepla uloženého v součástech a tím přispívá ke snížení tepelného namáhání.

1.2 Creepová odolnost

Creepová odolnost (nebo také odolnost proti tečení) je hlavní výhodou Cr-Mo ocelí. Udává schopnost materiálu odolávat náročným provozním podmínkám (vysoká teplota a tlak), aniž by došlo k deformaci součástí. To znamená, že si součásti i po několika desetiletích v provozu stále zachovají své vlastnosti (např. nezmění tvar a velikost). Míru creepové odolnosti udává mez pevnosti v tečení (tj. maximální doba na určité teplotě, kterou součást vydrží bez poškození, např. 650°C za 100 hod.). Jak již bylo zmíněno výše, máme v dnešní době možnost vybrat si velkého množství creepu odolných materiálů. [1]

Creepovou odolnost oceli P91 i jiných Cr-Mo materiálů způsobuje vytvoření stabilních precipitátů (zejména karbidů) ve struktuře při normalizačním žhání. Poté následuje popouštění pro zajištění stabilní mikrostruktury. Precipitáty pak již i při provozní teplotě zůstávají stabilní. Provozní teplota však musí být taková, pro kterou byla ocel navržena, při jejím překročení totiž hrozí rozpuštění precipitátů a ztráta požadovaných vlastností. Precipitáty vytvářejí creepovou odolnost tím, že blokují hranice zrn, což zabraňuje posunu kluzových rovin a nedojde tedy k deformacím. Precipitáty však musí být ve správném tvaru, velikosti, počtu a s rovnoměrným rozmístěním. [1]

1.3 Svařitelnost

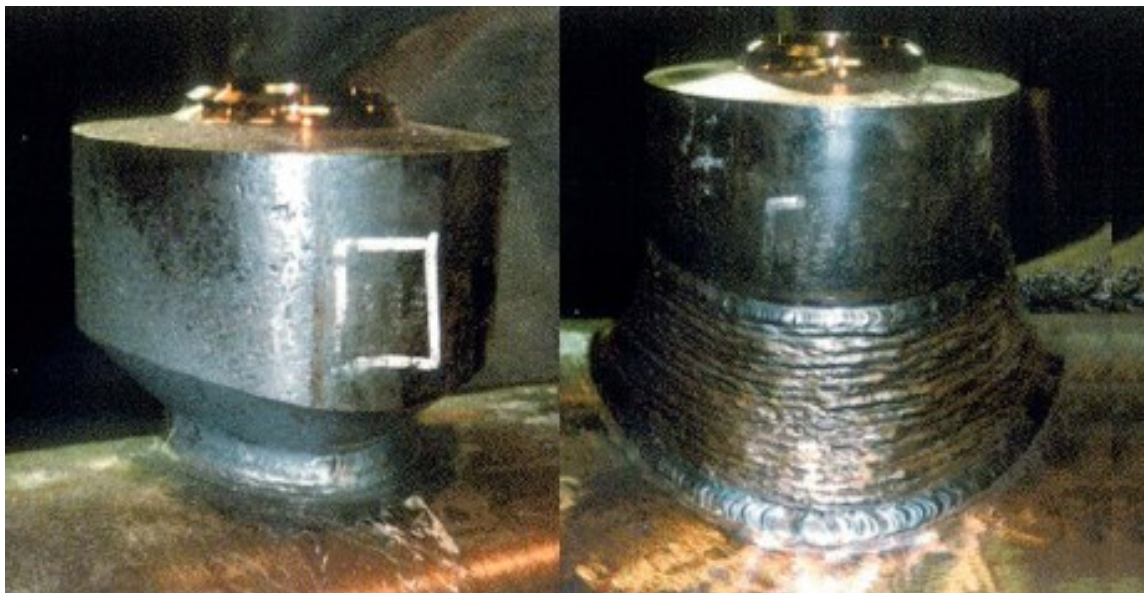
Svařování oceli P91 je při výrobě součástí v energetickém průmyslu nepostradatelný proces. Svar má však oproti základnímu materiálu horší vlastnosti. Pro zmírnění dopadu procesu svařování na vlastnosti materiálu je nutné dodržení stanovených parametrů a postupů. Ocel P91 je v současné době při použití odpovídajících postupů dobře svařitelná. Ke svařování je možno použít všechny metody obloukového svařování. Je však nutné dodržovat teplotu předehřevu a teplotu interpass. Proto je při ručních metodách svařování nutná dobrá ochrana svářeče proti teple. Není možné potřebné teploty snižovat kvůli pohodlí svářeče. Důležité je také tepelné zpracování. Nedodržení předepsaných parametrů předehřevu, teploty interpass a následného TZ může mít katastrofální následky v následném provozu. Nutná je také ochrana svaru před okolní atmosférou ochranným plynem. Vzhledem k vysokým teplotám předehřevu je třeba dbát na citlivost této ochrany. [1,7,8]

Pro zachování požadovaných vlastností je nutné svařovat přídavnými materiály se složením i mechanickými vlastnostmi odpovídajícím oceli P91 (viz. kapitola 1.6). Kvalita a výdrž svarů oceli P91 velice závisí na správném chemickém složení svarového kovu. Je

tedy doporučeno vyžadovat při nákupu přídatných materiálů pro svařování této oceli s protokoly o zkouškách potvrzující skutečnou chemickou analýzu svarového kovu. Kromě toho by měl být stanoven minimální obsah uhlíku (0,09%), niobu (0,03%) a dusíku (0,02%) s cílem zajistit požadovanou odolnost proti tečení svarového kovu. Obsah niobu může být mírně nižší v případě, že je přídatný materiál legován titanem, který je efektivní náhradou niobu. Obsah titanu však nesmí překročit 0,010%, protože snižuje účinnost dusíku, který funguje jako zesilovač odolnosti proti tečení. Dále by součet Mn a Ni neměl překročit 1,5%, protože tyto prvky snižují teploty transformace a v případě překročení doporučené hodnoty klesá teplota transformace pod teplotu 780°C, čímž se snižuje rozsah teplot, ve kterém může být bezpečně provedeno TZ. Vzhledem k náchylnosti této slitiny k vodíkovému praskání je nutné použití přídatných materiálů s velmi nízkým obsahem difuzního vodíku. Dále je nutné sušení přídatných materiálů a jejich ukládání ve vytápěných schránkách. [28]

Při svařování oceli P91 je často potřeba řešit situaci, kdy je nutné přivařit ocel P91 například k oceli 15 128. Tato situace nastává zejména v ČR, neboť ocel 15 128 byla dříve v energetickém průmyslu hojně využívána. V současnosti již tato ocel v mnoha zařízeních buď dosluhuje, nebo za potřebou vyšších výkonů je nutné ji nahradit modernější ocelí, např. právě ocelí P91. Problémem je rozdílné složení obou materiálů. Při svařování dochází k promísení obou materiálů s přídatným materiálem a tím ke vzniku rozdílného chemického potenciálu (především obsah Cr a C). Aby nedocházelo ke vzniku nauhličeného pásma u oceli P91 a oduhličeného (při creepových podmínkách nejvíce kritického) pásma u oceli 15 128 a difuzi intersticiálních prvků, používáme přídatné materiály na bázi CrMoV s takovým obsahem Cr, který sníží rozdíl chemických potenciálů nebo materiály na bázi Ni, které vytvoří difuzní bariéru. Na hranicích materiálů tak nebudou vznikat nauhličená a oduhličená pásma, a také bude sníženo riziko difuze Cr z více chromové oceli do oceli s nižším obsahem Cr. Tím se zabrání vzniku změkčených oblastí oceli s nižším obsahem Cr. Tyto procesy se dějí nejen při procesu svařování, ale také při TZ po svařování. Změkčená zóna se zvyšuje s rostoucí teplotou a dobou trvání TZ, protože dochází k většímu množství difuzí. Z důvodu minimalizace těchto nežádoucích účinků se doporučuje snížení teploty TZ u heterogenních spojů na cca 700°C. [1,5,6,28]

Nedodržení potřebných parametrů při svařování může při vystavení svařované součásti pracovním podmínkám způsobit problémy s danou součástí. Je tedy nutné použití kontrolních mechanismů. [1]



Obr. 3 Svar na silnostěnném parovodu z oceli P91. [9]

1.3.1 Předehřev

Literatura uvádí, že pro předehřev oceli P91 (i P92) je dostatečná teplota okolo 200°C. V podnicích se však běžně používá předehřev v rozmezí od 20°C do 250°C. Při svařování kořenových vrstev tenkých trubek metodou TIG se předehřívá pouze na hodnotu okolo 120°C. Předehřev se provádí kvůli velké afinitě oceli P91 k vodíku, který by mohl způsobit praskání za studena, případně korozní praskání. Během předehřevu má vodík dostatek času aby vydifundoval z materiálu. Předehřev se také provádí kvůli zvýšení hodnoty času $t_{8/5}$, který má významný vliv na výslednou mikrostrukturu materiálu, a tedy i na jeho vlastnosti. Parametr $t_{8/5}$ a jeho vliv na vlastnosti svarového spoje bude podrobněji popsán v následujících kapitolách. Teplota předehřevu je považována za spodní hranici teploty interpass, protože ochlazení na pokojovou teplotu během svařování bez řádných opatření není vhodné. [4, 8]

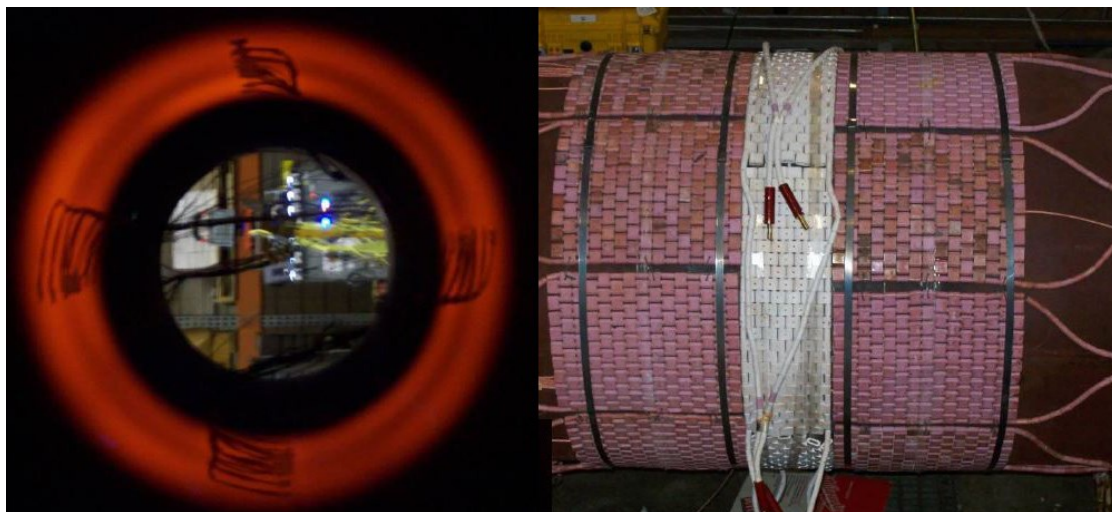
1.3.2 Teplota interpass

Teplota interpass (mezihousesnková teplota) je doporučována okolo 300°C. V některých případech může být použita i teplota okolo 370°C, která je však již méně přijatelná, a tedy i maximální. Jak již bylo zmíněno výše, je minimální hodnota teploty interpass na úrovni teploty předehřevu. Teplota interpass pomáhá zabránění vzniku horkých trhlin v důsledku obsahu Si a Nb ve svarovém kovu. Udržení požadované teploty je složité především při svařování venku, kdy je problém požadované teploty dosáhnout. Naopak při svařování v halách, bývá problém ochlazení součásti na požadovanou teplotu interpass. [4]

1.3.3 Tepelné zpracování po svařování

V průběhu svařování dochází v okolí svaru ke ztrátě vlastností, zejména creepové odolnosti. Proto je nutná aplikace TZ po svaření, aby byly vlastnosti oceli opět vyhovující. Tepelné zpracování oceli P91 po svaření je celkem složitý proces. Je nutné zachovat potřebné parametry. Je třeba dodržovat pomalou rychlost ochlazování i ohřevu, aby nevznikalo napětí v materiálu. Kdyby došlo k překročení teploty na příliš dlouhou dobu, než na kterou byl materiál navržen, mohlo by dojít k rozpuštění precipitátů a ztrátě mechanických vlastností, totéž platí i v následném provozu součásti. Ocel P91 je oproti předchůdci, oceli P22, na přesnost TZ velice náchylná. Při nedodržení parametrů TZ (viz. obr. 5), může mít ocel P91 po TZ horší vlastnosti než ocel P22. Teplota při TZ by neměla překročit teplotu 760°C – hrozí riziko rozpuštění karbidů Cr a tedy ztráta creepové odolnosti. [4,7,8]

Vzhledem k tomu, že se ocel P91 používá zejména na velké součásti s větší tloušťkou stěny, je pro tepelné zpracování po svaření těchto součástí vhodné použití lokálních keramických ohříváčů na povrchu svařenců (obr. 4). Mnohdy přitom není přístupná vnitřní strana svaru (např. parovody), v těchto případech je aplikováno tepelné zpracování pouze na vnějším povrchu.



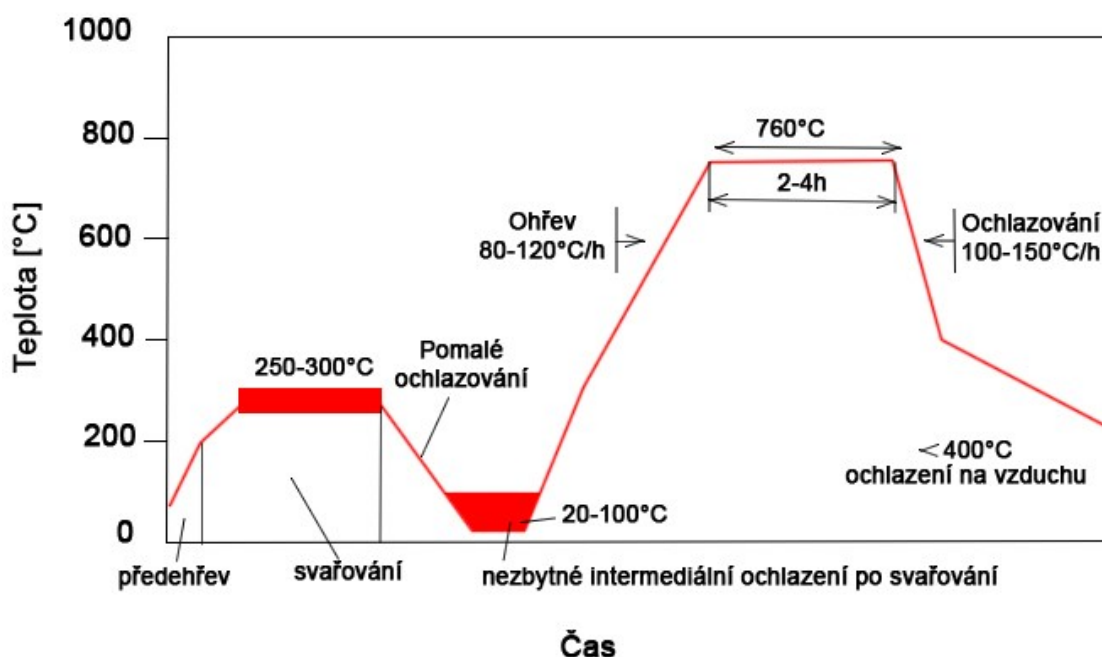
Obr. 4 Lokální TZ prostřednictvím keramických ohříváčů. [14]

Uznávaným standardem pro tepelné zpracování oceli P91 je teplota 760°C po dobu dvou hodin. Proveditelnost těchto podmínek ve skutečném provozu je však sporná. Z toho důvodu je možné použití různých variací parametrů TZ, vždy však musí být zajištěny požadované konečné vlastnosti součástí. [7]

Při nastavování parametrů TZ je tedy potřeba vzít v potaz spoustu modifikujících činitelů. Jak již bylo zmíněno, nesmí být překročena kritická teplota transformace. Na nezbytnou délku trvání na potřebné teplotě má také vliv tloušťka materiálu. I když je

všeobecně uznávána doba výdrže při TZ dvě hodiny, je možné ji u součástí s tloušťkou stěny do 13mm snížit až na 15-30 minut. Doba manipulace mezi svařováním a TZ musí být snížena na minimum, aby bylo sníženo riziko vzniku studených trhlin. Ocel P91 by se po svaření před TZ také neměla dostat do kontaktu s prostředky obsahující síru, jako jsou např. řezné kapaliny nebo maziva z důvodu zvýšeného rizika transkrystalického praskání. [7,28]

Již v minulosti bylo potvrzeno, že výsledná tvrdost a houževnatost svarů je ovlivňována právě provedeným tepelným zpracováním po svaření. Zkoušky tvrdosti svarů jsou tedy rozumným prostředkem pro ověření, zda bylo tepelné zpracování po svaření provedeno správně. [7]



Obr. 5 Teplotní cyklus svařování oceli P91. [9]

1.4 Problematika svařitelnosti za provozu zařízení

Během provozu zařízení se může, při nedodržení korektních postupů svařování, v oblasti svarových spojů vyskytnout porucha. Porucha však může nastat nejen v oblasti svarových spojů ale i v základním materiálu v oslabených místech, která při konstrukci nebyla zřetelná a projevila se až po dlouhodobém vystavení součásti náročným provozním podmínkám. Taková porucha může být například v podobě trhliny na parovodním vedení (viz. obr. 6). V případě, že taková porucha nastane, je třeba ji opravit dříve, než jejím působením dojde k poruše většího rozsahu nebo k úplné destrukci zařízení. Při řešení opravy se tedy nabízí dvě možnosti. První z nich je odstavení celého zařízení a provedení opravy. Druhou možností je oprava zařízení přímo za provozu. Výhodou druhé varianty je mnohem nižší ekonomický dopad, protože nedojde k odstávce zařízení. Avšak oproti první

variantě je třeba řešit mnohem náročnější podmínky svařování a je tedy mnohem náročnější provést korektní svarový spoj. Existuje tak zvýšené riziko selhání materiálu při těchto postupech. [15]

Při těchto postupech se vyskytují především dvě hlavní rizika. Prvním a často přímým rizikem je vysoký tlak proudícího média, který v kombinaci s místním ohřevem potrubí může vést ke zhroucení stěny v důsledku snížení pevnosti v místě ohřevu. Tento problém (označovaný jako propálení) je tím markantnější, čím více je používán materiál vyšší pevnosti, a tedy se sníženou tloušťkou stěny – případ právě oceli P91. [15]

Druhým ohrožujícím faktorem je poměrně vysoká rychlost ochlazování v oblasti svaru, způsobená proudícím médiem. Proudící médium v potrubí působí jako velice účinný chladič a rychle odvádí teplo způsobené svařováním z oblasti spoje. Tento ohrožující faktor má dva důležité důsledky. Prvním z nich je vznik bainitické a/nebo martenzitické struktury ze struktury austenitické s doprovodným zvýšením tvrdosti. Tato transformace nastává právě při prudkém snížení teploty. Dalším důsledkem způsobeným zvýšenou rychlostí ochlazování je náchylnost svarového spoje na přítomnost difuzního vodíku, který díky vysoké rychlosti ochlazení nestihl ze svarového spoje vydifundovat. Oba tyto důsledky zvyšují riziko vodíkem iniciovaných trhlin za studena, které jsou významnou hrozbou pro integritu svaru, zejména proto, že účinek nemusí být zřetelný ihned, ale až za několik hodin, případně dní a působí jako zdroj poruch, při kterých může zařízení selhat i při podmínkách nižších než provozních a jejich detekce je velmi obtížná. [15]

Byla již vyvinuta spousta standardů a metodických postupů jak zabránit vzniku studených trhlin v TOO, nicméně svařování na potrubích, ve kterých proudí provozní médium, s sebou nese specifický soubor svařovacích podmínek s mnohem specifičtějšími podmínkami chlazení, které představují vyšší riziko dosažení kritických hodnot v oblasti svaru. [15]

Pro zabránění vzniku vodíkem iniciovaných studených trhlin je třeba zajistit, aby byl obsah difuzního vodíku ve svarovém spoji nižší než kritická úroveň potřebná k zahájení šíření trhliny pod napětím, zahrnujícím vnitřní tlak, strukturální zatížení, pnutí od svařování a koncentraci napětí. Prvním krokem k minimalizaci obsahu vodíku je použití elektrod a metod svařování s nízkým obsahem vodíku. Nicméně nízké hladiny vodíku nemusí vždy zaručit korektní spoj. Dále je třeba zajistit, aby v důsledku proudícího média v potrubí nedocházelo k prudkému ochlazení v oblasti svaru, které by vedlo ke zvýšení tvrdosti. Zejména v TOO v oblasti hranice ztavení je největší riziko vzniku hrubozrnné struktury s vysokou tvrdostí a tím i náchylností ke studeným trhlinám. [15]



Obr. 6 Trhlina na svarovém spoji parovodu. [14]

1.5 Tvrdost oceli P91 po svaření

Jak již bylo zmíněno výše, kontrola tvrdosti svaru je jedním z prostředků kontroly správného postupu při tepelném zpracování. Pro přesné údaje je nutné měřit tvrdost na řezu materiálu, a to zejména v teplem ovlivněné oblasti svaru (TOO) u hranice ztavení svarového kovu, kde je předpoklad maximální tvrdosti v rámci celého spoje. Je tedy nutné provést svarem příčný řez a tím znehodnotit součást. Jsou proto používány testovací vzorky, svařené i tepelně zpracované stejnými parametry jako součást, která je potřeba testovat.

Z dostupných zdrojů, ve kterých byl testován vliv použitého TZ na výslednou tvrdost svarového spoje oceli P91, vyplývá, že by se měla tvrdost v TOO po TZ pohybovat v oblasti mezi HV 200 - HV 270. Výsledná tvrdost v TOO je ovlivněna parametry použitého TZ (teplota a výdrž na teplotě). Při použití nevhodného TZ není zaručeno, že tvrdost klesne do požadovaného intervalu. Při TZ nesmí být překročena kritická teplota materiálu. [11, 12]

Při měření tvrdosti bylo zjištěno, že TZ prakticky nemá vliv na neovlivněný ZM, ale pouze na TOO a SK. Přičemž při použití vyšší teploty TZ došlo k výraznějšímu snížení tvrdosti než při použití teploty nižší, a to za stejné doby působení obou teplot (2 hod.). Při použití teploty 649°C se tvrdost v TOO pohybovala od HV 242 až po HV 309. Při použití teploty 760°C klesla tvrdost v TOO až do intervalu od HV 213 do HV 227. Teplota 760°C je však kritickou teplotou a neměla by být překročena. [12, 28]

1.6 Chemické složení a mechanické vlastnosti

Ocel P91 je martenzitická ocel, jejímiž hlavními legujícími prvky je 9% chromu a 1% molybdenu. Dále je ocel P91 mikrolegována vanadem a niobem s kontrolovaným obsahem dusíku. Mechanické vlastnosti i chemické složení oceli P91 se mohou mírně odlišovat dle výrobce. Typické mechanické vlastnosti jsou uvedeny v tab. 1 a chemické složení dle standardu ASTM v tab. 2.

R _m [MPa]	R _e [MPa]	A ₅ (napříč) [%]	A ₅ (podél) [%]	KV (napříč) [J]	KV (podél) [J]
630-830	≥ 450	≥ 17	≥ 19	≥ 27	≥ 40

Tab. 1 Mechanické vlastnosti oceli P91. [5]

C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Al [%]	Cr [%]
0,08-0,12	0,20-0,50	0,30-0,60	<0,020	<0,010	<0,040	8,00-9,50
Cu [%]	Mo [%]	N [%]	Nb [%]	Ni [%]	V [%]	
-	0,85-1,05	0,03-0,07	0,06-0,10	<0,40	0,18-0,25	-

Tab. 2 Chemické složení oceli P91. [4]

1.6.1 Vliv legujících prvků

Chrom (Cr)

Chrom je v této oceli hlavním legujícím prvkem. Je hlavním legujícím prvkem i v ostatních teplotně odolných ocelích. Je hlavním prvkem zvyšujícím pevnost a odolnost proti korozi. Posiluje tuhý roztok a formuje karbidy. Zvýšení pevnosti je docíleno precipitací karbidů Cr z tuhého roztoku, které brání pohybu dislokací při creepu. Hlavními typy karbidů Cr jsou M_7Cr_3 a $M_{23}C_6$, který převládá i u jiných 9-12% Cr ocelí. [30]

Molybden (Mo)

Působí jako stabilizátor feritu. Zlepšuje creepové vlastnosti oceli zpevněním tuhého roztoku. Molybden však může být v oceli škodlivý, protože zrychluje růst karbidů $M_{23}C_6$. Molybden může v ocelích s nízkým obsahem Cr (oceli typu 2,5Cr1Mo) tvořit Mo_2C . To však z karbidů nebo nitridů obsažených v 9-12% Cr ocelích nejde. Množství molybdenu musí být omezeno, aby se zabránilo vzniku δ -feritu a Lavesovy fáze. Ekvivalent Mo ($Mo_{eq} = Mo + 0,5W$ (hm.%) nesmí překročit 1%. Vystavení 9-12% Cr ocelí s Mo a/nebo W při Mo_{eq} přesahující 1% teplotám 600-650°C má za následek vznik Lavesovy fáze, která odstraní prvek z tuhého roztoku a tím dojde k jeho zeslabení. [30]

Vanad a Niob (V a Nb)

Tyto dva prvky se do oceli přidávají v malém množství za účelem dosažení požadovaných creepových vlastností oceli. Oba prvky silně formují karbidy, nitridy i karbonitridy. Obsah těchto prvků je vyjádřen pomocí MX, kde M zastupuje kovy V a Nb a X může být hliník, dusík, případně jejich kombinace, což vede k vytváření karbidů MC, nitridů MN nebo karbonitridů M (C, N). I když je hustota těchto částic ve vysoce chromových ocelích nízká, jsou tyto částice nutné pro zachování jemnozrnné struktury, což vede ke zlepšení meze pevnosti v tečení oceli. [30]

Dusík (N)

Dusík hraje při zvyšování odolnosti proti tečení také důležitou roli. Může působit podobně jako uhlík – precipitací nitridů. Zbývající dusík v tuhém roztoku má však mnohem větší zpevňovací účinek než uhlík. Obsah dusíku však musí být limitován, protože bylo zjištěno, že 9-12% Cr slitiny jsou velmi citlivé i na malé změny poměru dusíku a hliníku. Nevhodný poměr těchto dvou prvků má za následek zhoršení vlastností oceli. [30]

Uhlík (C)

Uhlík stabilizuje austenit, ve kterém má současně velkou rozpustnost. Má však naopak velmi malou rozpustnost ve feritu a tím přispívá k tvorbě karbidů a karbonitridů. I když je uhlík nutný k vytvoření jemných karbidů, musí být pro dobrou svařitelnost jeho množství optimalizováno. Zvýšené množství uhlíku podporuje tvorbu nízkoteplotních transformačních produktů, jako je bainit a martenzit a tím přispívá ke zvýšení rizika vzniku trhlin v TOO. [30]

Wolfram (W)

Wolfram je v současnosti přidáván do 9-12% Cr ocelí jako přirozená náhrada části molybdenu. W a Mo se nachází ve stejném sloupci periodické tabulky a v ocelích se chovají podobně (vytváření podobných typů karbidů atp.). Stejně jako v případě molybdenu působí wolfram jako posilovač tuhého roztoku. Bylo zjištěno, že přidání wolframu do ocelí vede ke zvýšení creepové odolnosti a byl již použit v některých nově vyvinutých ocelích, jako jsou oceli P92 nebo P122. Avšak podobně jako v případě molybdenu může být účinek wolframu snížen při dlouhodobé teplotní expozici vlivem vzniku Lavesovy fáze. Množství wolframu může být limitováno obdobně jako v případě molybdenu použitím Mo_{eq} . [30]

Nikl a Mangan (Ni, Mn)

Nikl a mangan jsou stabilizátory austenitu. Hlavním důvodem jejich přidávání do 9-12% Cr ocelí je zajištění 100% tvorbu austenitu (bez δ -feritu) během austenitizace pomocí snížení teploty pro transformaci z austenitu na ferit, což zajistí 100% martenzitickou strukturu po ochlazení. Nikl také může zvýšit pevnost, avšak na úkor creepové odolnosti z důvodu zrychlení zhrubnutí precipitátů. Mangan je oproti niklu slabší stabilizátor austenitu, avšak na hrubnutí karbidů má podobný účinek jako nikl. Z důvodu snížení creepových vlastností se proto těchto prvků používá pouze omezené množství. [30]

Křemík (Si)

Tento prvek zpevňuje tuhý roztok a má také dobrý vliv na oxidační odolnost těchto ocelí. Může ale také nepříznivě ovlivnit heterogenitu a mikrostrukturní stabilitu těchto ocelí. Jeho množství v 9-12% Cr ocelích se mění dle způsobu použití daného druhu oceli. [33]

Hliník (Al)

V 9-12%Cr ocelích má přítomnost tohoto prvku velice negativní vliv na creepové vlastnosti těchto ocelí. A to z důvodu precipitace hrubých částic hliníku na hranicích zrn. Je proto snaha o naprostou minimalizaci obsahu hliníku v těchto ocelích. [34]

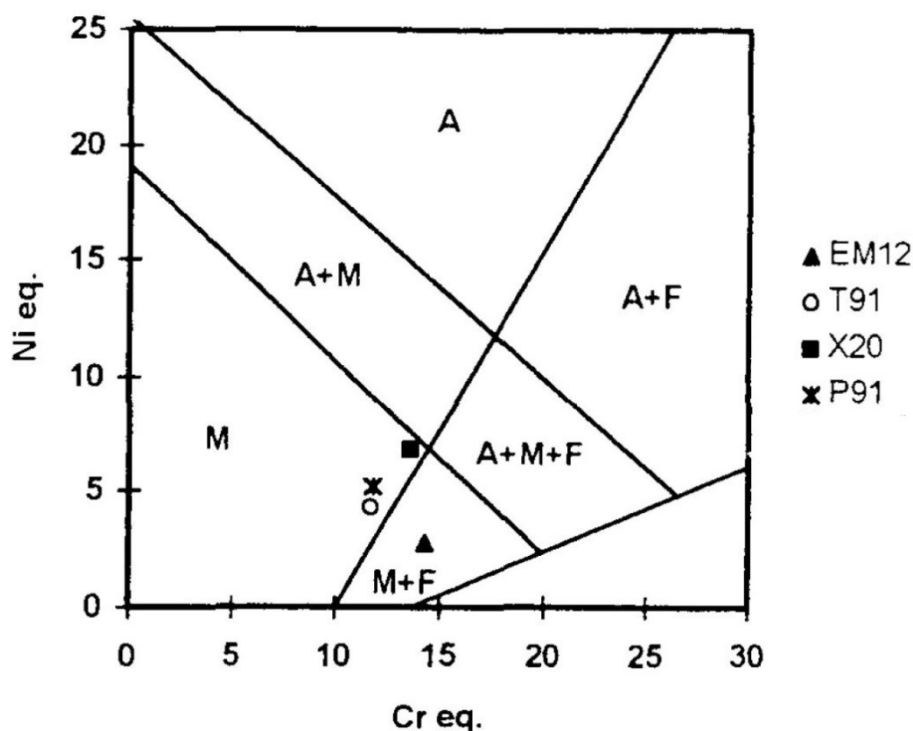
1.7 Mikrostruktura

Mikrostruktura 9-12% Cr ocelí je navržena vyvažováním austenitických a feritických stabilizátorů pro vytvoření 100% austenitické struktury během austenitizace a 100% martenzitické struktury během kalení po austenitizaci. Mikrostruktura oceli P91 je tedy tvořena popuštěným martenzitem. [30]

Pro odhad metalurgických fází přítomných ve svarovém kovu se využívá Schaefflerův diagram. Na obr. 7 je zobrazen Schaefflerův diagram zobrazující složení 9-12% Cr ocelí. Cr_{eq} představuje ekvivalent chromu a Ni_{eq} ekvivalent niklu, které se vypočítají dle rovnic 1 a 2. [30]

$$Cr_{eq} = \%Cr + 2\%Si + 1,5\%Mo + 5\%V + 1,75\%Nb + 1,5\%Ti + 0,75\%W \quad (1)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + \%Co + 0,5\%Mn + 0,03\%Cu + 25\%N + 30\%C \quad (2)$$

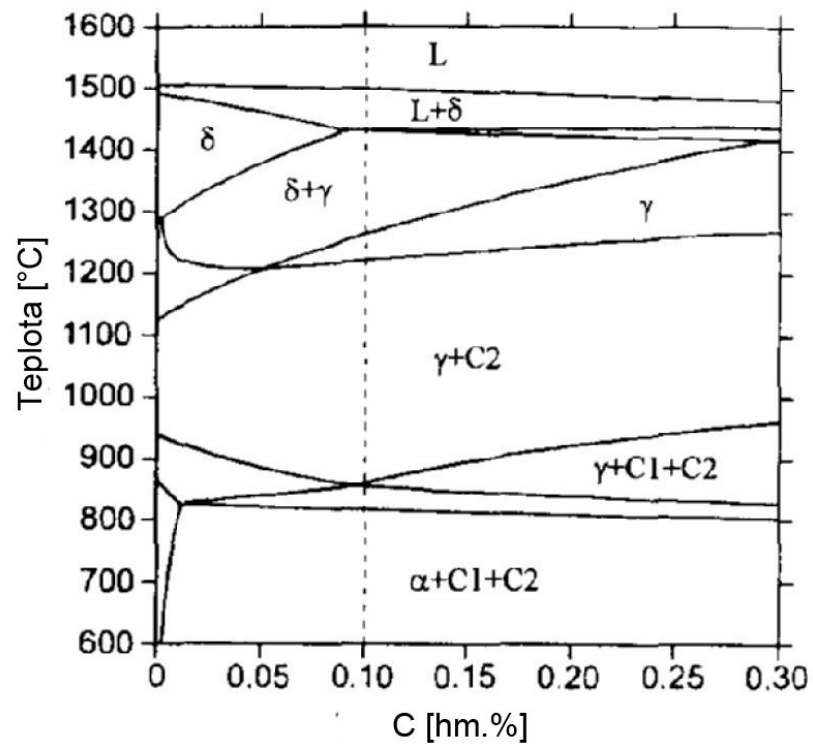
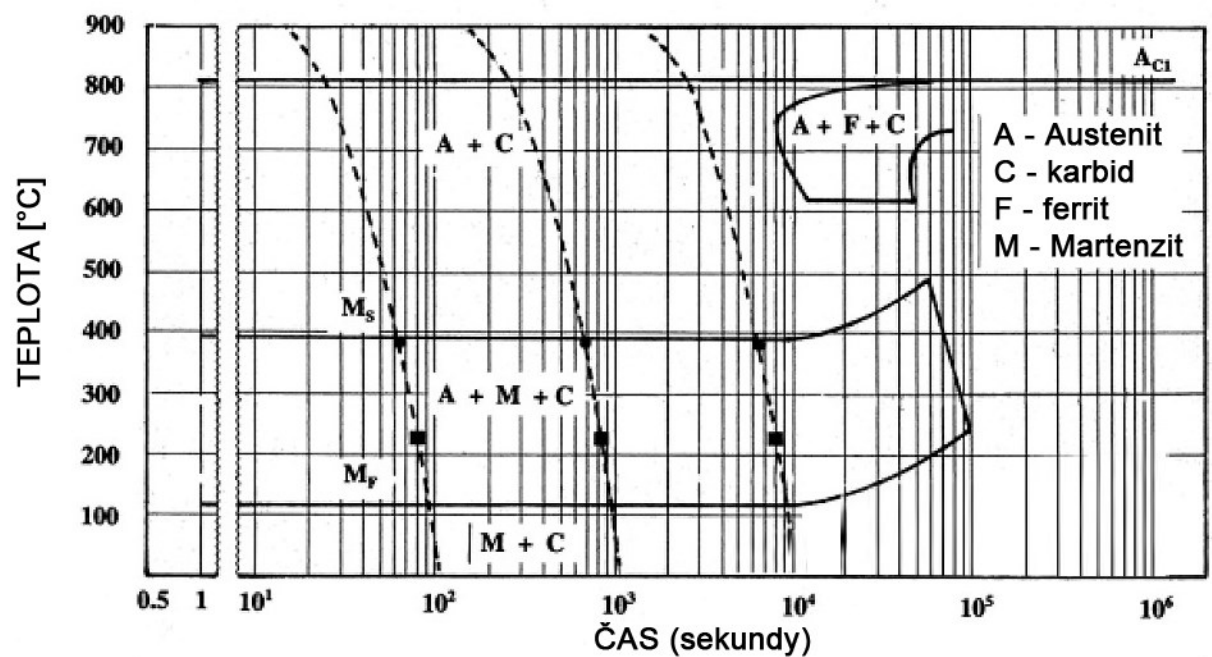


Obr. 7 Schaefflerův diagram pro vybrané 9-12% Cr oceli. [30]

Z obr. 7 je patrné že všechny zobrazené oceli, až na ocel EM12 (která se nachází v oblasti martenzit+ferit), se nachází v oblasti martenzitu velmi blízko k hranici s δ -feritem. To znamená, že i když mají martenzitickou mikrostrukturu, disponují velkým potenciálem k tvorbě δ -feritu. [30]

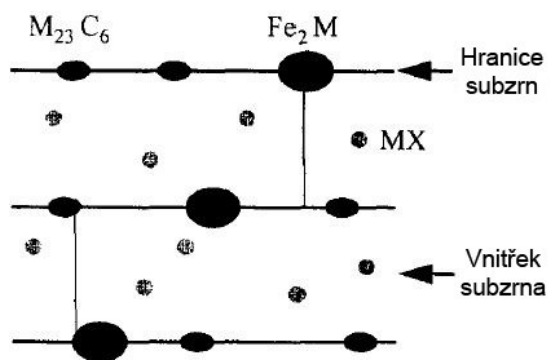
Pro ocel P91, stejně jako pro jiné 9-12% Cr oceli, je obvyklé tepelné zpracování austenitizací, kalením a následným popuštěním. Jak je patrné z fázového diagramu na obr. 8 je ocel P91 ohřívána na teplotu v oblasti austenitizace (1040-1100°C), což zajistí rozpuštění většiny karbidů $M_{23}C_6$ bez výrazného růstu zrn a následuje ochlazení na pokojovou teplotu. Toto zpracování vytvoří martenzitickou strukturu s jehlicemi s vysokou hustotou dislokací. [30]

Ocel je následně popuštěna na teploty těsně pod A_{c1} (750-780°C). Během popuštění se martenzitická jehlicová struktura změní v strukturu tvořenou subzrny, vytvořenými fragmentací původní jehlicové struktury příčnými dílčími hranicemi. Vysoká pevnost je dána především martenzitickou strukturou. Popuštění zároveň umožňuje homogenní vysrážení karbidů v martenzitické struktuře, čímž dojde ke zlepšené creepových vlastností. [30, 31]

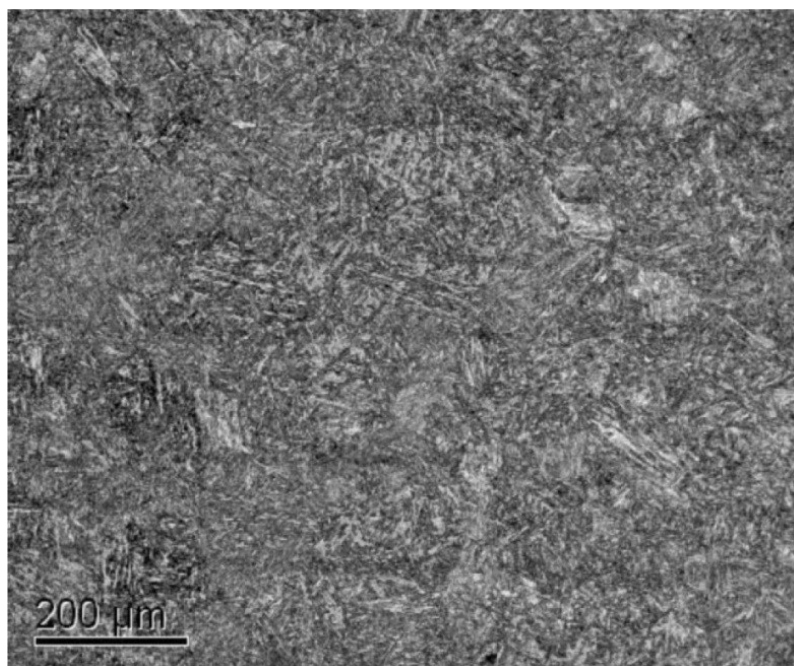
Obr. 8 Fázový diagram oceli T/P91 ($C_1=M_{23}C_6$; $C_2=MC$). [30]

Obr. 9 ARA diagram oceli P91. [10]

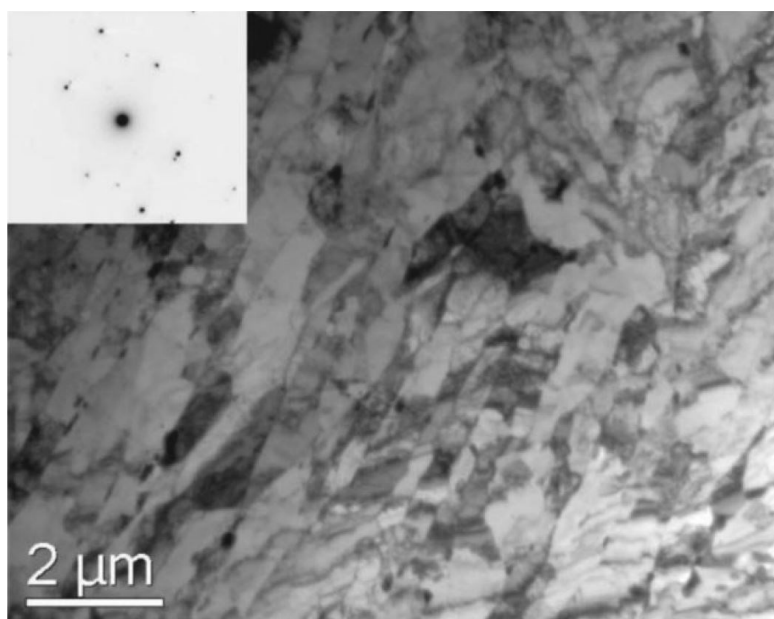
Mikrostruktura po TZ se tedy skládá z martenzických oblastí v bývalých austenitických zrnech, přičemž každá z martenzických oblastí je rozdělena do typických protáhlých jehlic. Karbidy a karbonitridy jsou rozmístěny na hranicích zrn a subzrn. Jde především o karbid $M_{23}C_6$ a karbonitrid MX vzniklé během kalení. [30, 31]



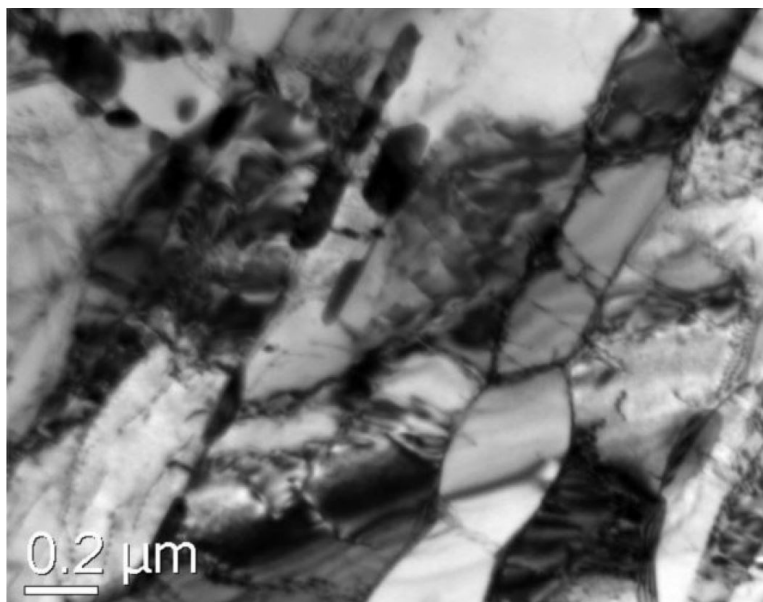
Obr. 10 Rozmístění precipitátů v mikrostruktuře (reálný snímek je na obr. 13). [30]



Obr. 11 Mikrostruktura oceli P91. [31]



Obr. 12 Mikrostruktura oceli P91 s viditelnými precipitáty. [31]

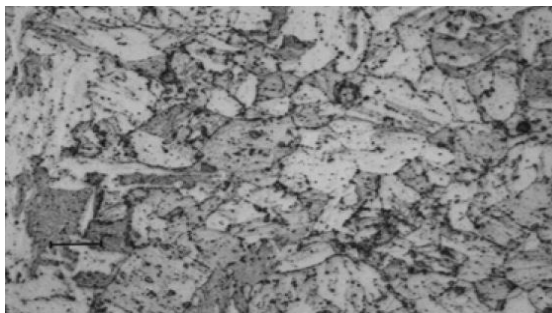


Obr. 13 *Precipitáty na hranicích subzrn.* [31]

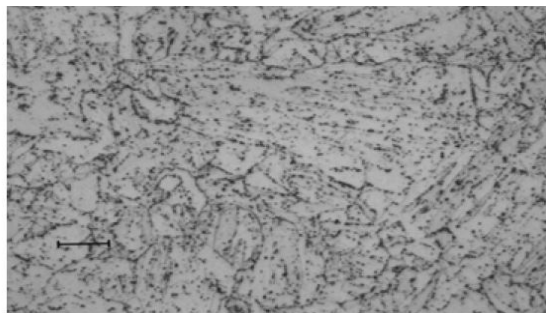
1.7.1 Mikrostruktura oceli po svaření a následném TZ

Na obr. 14 až obr. 17 je znázorněna mikrostruktura TOO materiálu ovlivněného teplotním cyklem svařování – a). Dále je také vidět, jak se tato mikrostruktura změnila v důsledku aplikace TZ po svařování – b). Značka na snímcích má hodnotu $10\mu\text{m}$. Maximální hodnoty teplot tepelných cyklů (T_{max}) se pohybovaly v rozmezí od 850°C až do 1400°C . Při provádění testů (viz. [32]) byly vzorky zahřáty na patřičnou teplotu T_{max} rychlostí 50°C/s , což je sice řádově nižší než při skutečném svařování, avšak doba výdrže na teplotě (1s) a rychlost ochlazování (15°C/s) odpovídají svařování o tepelném příkonu cca $1,6\text{kJ/mm}$. Následně použité TZ pak mělo následující parametry: 760°C po dobu 30 min, rychlost ohřevu a ochlazování odpovídala $0,5^{\circ}\text{C/s}$. [32]

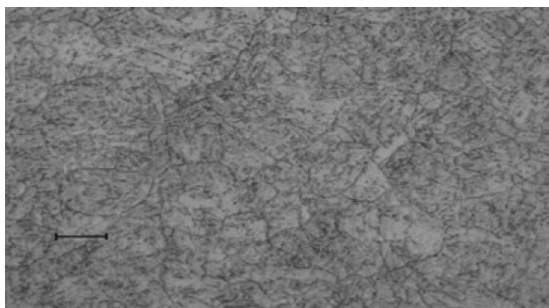
Mikrostruktura po vystavení oceli teplotě 850°C ukazuje velmi málo rozpuštěného karbidu a připomíná mikrostrukturu základního materiálu. To znamená, že během teplotního cyklu nedošlo k procesu re-austenitizace, a to i přes to, že teplota dosahovala 850°C , která přesahuje teplotu A_{c1} (800°C - 830°C). Mikrostruktury s T_{max} od 1000°C - 1200°C vykazují již zvýšené množství rozpuštěných karbidů a postupně větší přechod na austenit. Zvětšila se také velikost austenitického zrna. Po austenitizaci na $T_{\text{max}}=1400^{\circ}\text{C}$ je vidět úplné rozpuštění karbidů v austenitu a zároveň největší velikost austenitického zrna. Mikrostruktura po austenitizaci na $T_{\text{max}}=1200^{\circ}\text{C}$ odpovídá jemnozrnné TOO a při $T_{\text{max}}=1400^{\circ}\text{C}$ představuje hrubozrnnou TOO. [32]



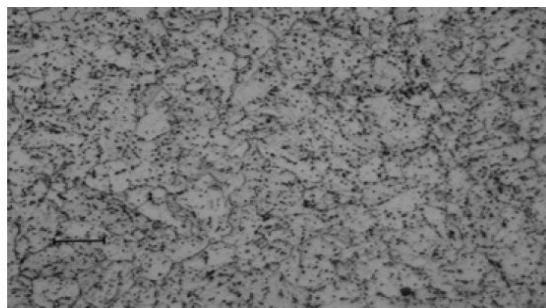
a) TOO před TZ



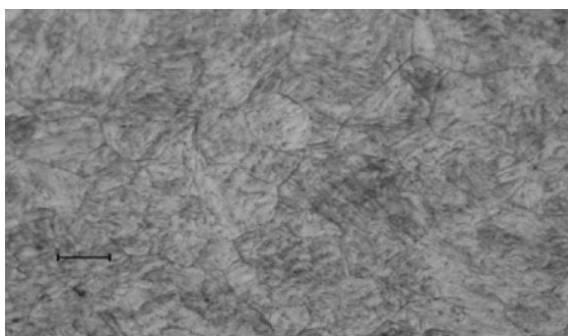
b) TOO po TZ

Obr. 14 Mikrostruktura TOO po $T_{max}=850^{\circ}\text{C}$. [32]

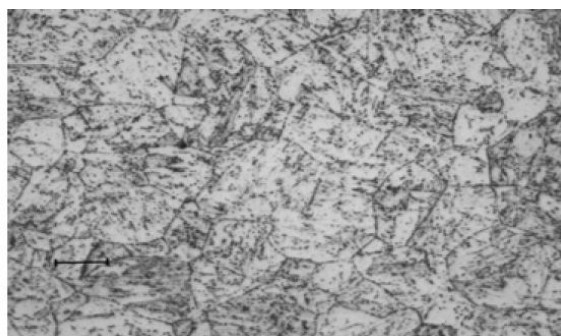
a) TOO před TZ



b) TOO po TZ

Obr. 15 Mikrostruktura TOO po $T_{max}=1000^{\circ}\text{C}$. [32]

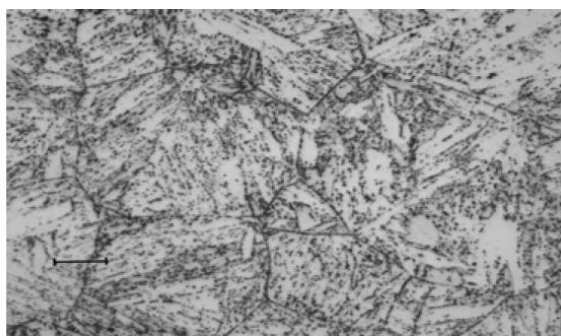
a) TOO před TZ



b) TOO po TZ

Obr. 16 Mikrostruktura TOO po $T_{max}=1200^{\circ}\text{C}$. [32]

a) TOO před TZ



b) TOO po TZ

Obr. 17 Mikrostruktura TOO po $T_{max}=1400^{\circ}\text{C}$. [32]

2 Predikce tvrdosti

Metody predikce tvrdosti svarových spojů jsou vyvíjeny již několik desetiletí. Už v polovině 70. let 20. století byla výsledná tvrdost svarového spoje odvozována od doby ochlazení materiálu z 800°C na 500°C (tento parametr je všeobecně znám jako čas $t_{8/5}$). Prvními, kdo přišli s výpočetními metodami pro predikci tvrdosti, byli Becker a Holtz, kteří sestavili parametrické rovnice predikce tvrdosti pouze na základě spousty experimentálních měření. Rovnice tak vycházely z empirických zkušeností. [18]

Od té doby byla pro predikci tvrdosti vyvinuta již celá řada algoritmů a predikce tvrdosti se tak postupně stala nedílnou součástí nejen simulací procesu a výsledku svařování, ale také prostředkem ke zpětnému dohledání chyb při svařování. Metody predikce tvrdosti dokáží ušetřit značné množství nákladů. Výsledná tvrdost svaru je totiž ovlivňována mnoha parametry. Kromě chemického složení, které ovlivňuje tvrdost prostřednictvím prvků přispívajících k precipitačnímu a/nebo substitučnímu vytvrzení slitiny, je to také teplotní režim svařování ovlivňovaný především metodou svařování, svařovacími parametry a podmínkami svařování. Všechny tyto parametry představují řadu proměnných a náklady, které by bylo třeba vynaložit k otestování různých kombinací, by byly obrovské. Díky výpočetním modelům tak lze otestovat různé kombinace proměnných a jejich vliv na výslednou tvrdost svarového spoje, aniž by byl spotřebován materiál, čas a energie. [16,17]

Modely také umožňují zpětné dohledání příčiny vzniku vysoké tvrdosti v oblasti svaru vedoucí k možnému problému. Jak již bylo zmíněno v jedné z předchozích kapitol, je výsledná tvrdost přímo ovlivňována použitým tepelným režimem svařování. To platí zejména pro ocel P91, u které při nedodržení patřičných parametrů dochází k prudkému zhoršení vlastností. V některých případech (například právě v energetice a petrochemii), kde se používají silnostěnná zařízení, dokonce není možné testovat při poruše tvrdost klasickými metodami a výpočtové metody se tak stávají jedinou možností odhalení příčin vzniku vady.

Modely predikce tvrdosti mohou být v různých formách. Mohou být ve formě algoritmů, do kterých se ručně dosadí potřebné proměnné a ručně, případně pomocí tabulkového procesoru provede výpočet. Těchto algoritmů již byla vyvinuta celá řada a je jim věnována následující kapitola. Další možností je použití výpočetních programů přímo vyvinutých na simulace procesu svařování, jejichž součástí bývají moduly pro predikci tvrdosti. V neposlední řadě je také možno pro predikci tvrdosti využít neuronové sítě.

Odhadování výsledné tvrdosti pomocí predikce není zcela přesná metoda pro zjištění tvrdosti. Ovšem lze s její pomocí poměrně přesně určit faktory, které mají na výslednou

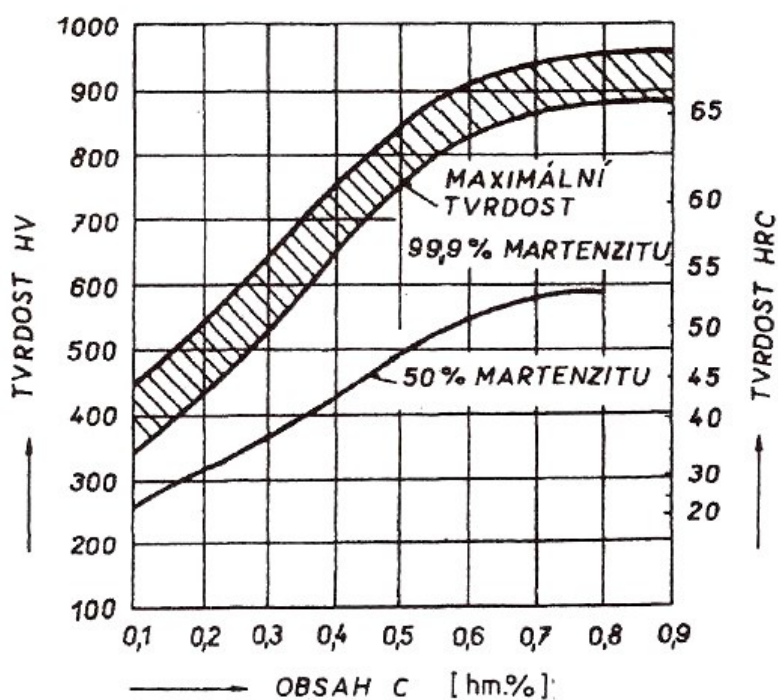
tvrdost největší vliv. Nemůže tedy úplně vytlačit proces testování, ale dokáže poměrně přesně vymezit směr, kterým se při testování (příp. nastavování parametrů svařování), ubírat. [16,17]

2.1 Algoritmy pro predikci tvrdosti

2.1.1 Algoritmy nezávislé na čase $t_{8/5}$

Tato skupina algoritmů nevyužívá k výpočtu predikce tvrdosti parametr $t_{8/5}$. Tvrdost je predikována pouze na základě vlivu chemického složení. Vliv chemického složení na svařitelnost, příp. tvrdost svarového spoje je často vyjadřována pomocí tzv. uhlíkového ekvivalentu, který udává příspěvek legujících prvků ke kalitelnosti oceli. Uhlíkových ekvivalentů existuje více a jejich volba je určena zejména druhem oceli – jejím chemickým složením. [18]

Uhlíkový ekvivalent je používán, protože právě uhlík má na vlastnosti oceli ze všech prvků největší vliv. S jeho rostoucím obsahem roste pevnost oceli, a tedy i její tvrdost. Při obsahu uhlíku v oceli vyšším než 0,25 hm. % hrozí riziko vzniku struktur, které jsou v ocelích nežádoucí – zejména martenzitu. Toto riziko je v případě svarových spojů o to větší, protože při jejich vytváření dochází k rychlému ochlazení, které podporuje vznik těchto struktur. Na obr. 18 je vidět vliv obsahu uhlíku na vznik martenzitické struktury a tím i na výslednou tvrdost. Dalšími prvky, které po uhlíku nejvýrazněji ovlivňují vlastnosti oceli jsou Cr a Ni, jejichž ekvivalenty spolu se Schafflerovým diagramem jsou uvedeny již v kapitole 1.7. [18, 29]



Obr. 18 Vliv obsahu uhlíku na vznik martenzitické struktury a tvrdost. [29]

Predikce dle Deardena: [18]

$$HV_{max} = 1200 \left(C + \frac{Mn}{6} + \frac{Mo}{4} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} \right) - 200 \quad (3)$$

Predikce pro nelegované, konstrukční oceli: [18]

$$HV_{max} = 90 + 1050C + 47Si + 75Mn + 30Ni + 31Cr \quad (4)$$

Predikce dle Kihara: [18]

$$HV_{max} = 666 \left(C + \frac{Mn}{6} + \frac{Mo}{4} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{V}{14} + \frac{Si}{24} \right) + 40 \quad (5)$$

Predikce dle Tremletta: [23]

$$HV_{max} = 1200 \cdot CE - 200 \quad (6)$$

Kde

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{12} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cu}{13} + \frac{Mo}{4} \quad (7)$$

Predikce tvrdosti martenzitu dle Satoha a Terasakiho: [18]

$$H_M = 812C + 293 \quad (8)$$

Predikce tvrdosti martenzitu dle Dürena: [18]

$$H_M = 802C + 305 \quad (9)$$

Predikce tvrdosti martenzitu dle Yurioky: [18]

$$H_M = 884C + 287 \quad (10)$$

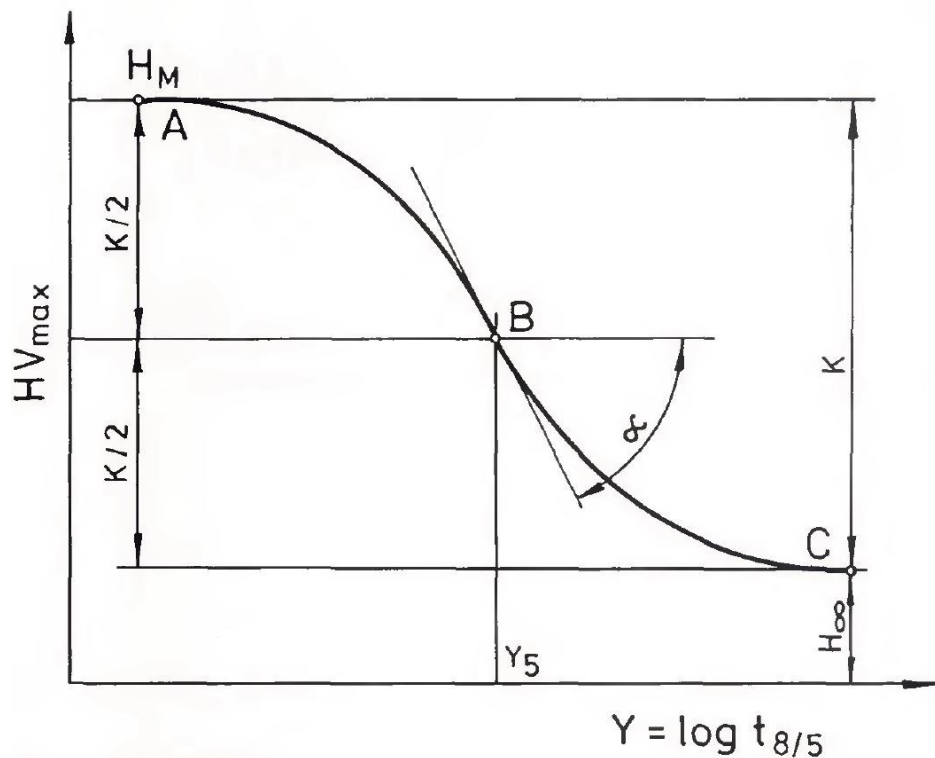
Predikce tvrdosti ZM (H_B) dle Dürena: [18]

$$H_B = 350 \left(C + \frac{Si}{11} + \frac{Mn}{8} + \frac{Cu}{9} + \frac{Ni}{17} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{6} + \frac{V}{3} \right) + 101 \quad (11)$$

2.1.2 Algoritmy závislé na čase $t_{8/5}$

Další skupinou algoritmů jsou algoritmy využívající pro výpočet tvrdosti závislost na čase $t_{8/5}$. Prvními, kdo přišli s parametrickými rovnicemi pro predikci tvrdosti, byli Beckert, Holz (rovnice č. 12) a Seyffarth. Postupy dalších autorů již měly do jisté míry fyzikální smysl

a nevycházely pouze ze statistického zpracování velkého množství měření. Čas $t_{8/5}$ udává dobu, za kterou dojde k ochlazení svarového spoje z teploty 800°C na teplotu 500°C. Krátký čas $t_{8/5}$ působí příznivě pro vznik martenzitické struktury, která způsobí nárůst hodnoty tvrdosti až na hodnotu maximální (H_M), viz obr. 19. Prodloužení času $t_{8/5}$ způsobí pomalejší ochlazování svarového spoje, což vede ke snížení podílu martenzitické struktury, čímž dojde k poklesu tvrdosti. Nezávisle na sobě bylo zjištěno, že tvrdost martenzitu ovlivňuje pouze obsah uhlíku. [18]



Obr. 19 Závislost tvrdosti a parametru $t_{8/5}$. [23]

H_M : tvrdost pro 100% martenzitickou mikrostrukturu v TOO

H_∞ : maximální tvrdost v $t_{8/5} = 60$ s

B : střed symetrie

α : sklon křivky ve středu symetrie

K; Y_5 : konstanty závislé na chemickém složení

Predikce dle Beckerta a Holze: [23]

$$HV_{max} = H + \frac{K}{\exp(bY)^2} \quad (12)$$

Kde

$$H = 167 \cdot CE_{BH}^{2.42} + 137 \quad (13)$$

$$K = 939 \cdot C - 167 \cdot CE_{BH}^{2.42} + 147 \quad (14)$$

$$b = \exp(-0,013 \cdot H + 0,8) \quad (15)$$

$$CE_{BH} = C + \frac{Mn}{2,9} + \frac{Si}{11} + \frac{Ni}{17} + \frac{Cr}{3,2} + \frac{Cu}{3,9} + \frac{Mo}{3,4} \quad (16)$$

$$Y = t_{8/5} [s] \quad (17)$$

Predikce dle Lorenze a Dürena: [23]

$$HV_{max} = 2019[(1 - 0,5 \log t_{8/5}) \cdot C + 0,3(CE_B - C)] + 66(t - 0,8 \log t_{8/5}) \quad (18)$$

Pro $0 < \% \text{martenzitu} < 100$

Kde

$$CE_B = C + \frac{Si}{11} + \frac{Mn}{8} + \frac{Cu}{9} + \frac{Ni}{17} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{6} + \frac{V}{3} \quad (19)$$

Pro 100% martenzitu

$$HV_M = 802 \cdot C + 305 \quad (20)$$

Pro 100% bainitu

$$HV_B = 350 \cdot CE_B + 101 \quad (21)$$

Predikce dle Suzukiho: [23]

Tento vztah vznikl aproximací průběhu křivky tvrdosti na obr. 19.

$$HV_{max} = H_{\infty} + \frac{K}{1 + \exp[\alpha (Y - Y_5)]} \quad (22)$$

Kde

$$Y = \log t_{8/5} \quad (23)$$

$$H_{\infty} = 884 \cdot C + 287 - K \quad (24)$$

$$K = 237 + 1633 \cdot C - 1157 \cdot P_{cm} \quad (25)$$

$$aK = 566 + 5532 \cdot C - 2280 \cdot P_{cm} \quad (26)$$

$$Y_5 = -0,03 - 6 \cdot C + 7,77 \cdot P_{cm} \quad (27)$$

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (28)$$

Predikce tvrdosti podhousenkové oblasti dle Yurioky: [18]

$$H_{max} = 406C + 164CEI - 183 - (369C - 149CEI + 100) \arctan X \quad (29)$$

Kde

$$X = \frac{\log t_{8/5} - 2,822CEI + 0,262}{0,526 - 0,195CEIII} \quad (30)$$

$$CEI = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{6} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{5} + \frac{Nb}{5} + 10B \quad (31)$$

$$CEII = C - \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{5} + \frac{Cu}{5} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{4} + \frac{Mo}{6} + 10B \quad (32)$$

Predikce dle Yurioky: [18]

$$HV_{max} = 220 + 442C(1 - 0,3C^2) + 65 \tan h(y) + \{68 + 402C(1 - 0,3C^2) - 59 \tan h(y)\} \arctan(x) \quad (33)$$

Kde

$$x = \frac{\log t_{8/5} - 2,30CEI - 1,35CEIII + 0,892}{1,15CEI - 0,673CEIII - 0,601} \quad (34)$$

$$y = 2,65CEII - 0,690 \quad (35)$$

$$CEI = C_p + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Cr(1 - 0,16\sqrt{Cr})}{7} + \frac{Mo}{4} + \Delta H \quad (36)$$

$$CEII = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{5} + \frac{Cu}{10} + \frac{Ni}{18} + \frac{Co}{18} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{2,5} + \frac{V}{5} + \frac{Nb}{3} \quad (37)$$

$$CEIII = C_p + \frac{Mn}{3,6} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{9} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} \quad (38)$$

$$C_p = C \quad (C \leq 0,30\%) \quad (39)$$

$$C_p = \frac{C}{6} + 0,25 \quad (C > 0,3\%) \quad (40)$$

ΔH : člen charakterizující vliv bóru a možnost jeho vazby na dusík

$$\Delta H = 0 \text{ pro } B \leq 1\text{ppm},$$

$$\Delta H = 0,03 f_N \text{ pro } B = 2\text{ppm},$$

$$\Delta H = 0,06 f_N \text{ pro } B = 3\text{ppm},$$

$$\Delta H = 0,09 f_N \text{ pro } B \geq 4\text{ppm},$$

$$f_N = \frac{0,02N}{0,02}$$

Tento algoritmus vytvořil Yurioka pro různé druhy konstrukčních ocelí s rozličným složením a parametry $t_{8/5}$ (viz. tab. 3)

C [%]	Si [%]	Mn [%]	Cu [%]	Ni [%]	Cr [%]	Mo [%]	$T_{8/5}$ [s]
<0,8	<1,2	<2	<0,9	<10	<10	<2	<100

Tab. 3 Rozsah chemického složení pro algoritmus dle Yurioky. [23]

Predikce dle Yurioky 2: [23]

$$HV_{max} = 442 \cdot C + 99 \cdot CE_{II} + 206 + (402 \cdot C - 90 \cdot CE_{II} + 80) \cdot \arctan(x) \quad (41)$$

Kde CE_{II} a x se vypočítají dle vztahů (37) a (34).

Predikce dle Terasakiho: [23]

Pro $t_{8/5} > t_M$

$$HV_{max} = HV_0 - (HV_M - HV_0) \exp \left[-0.2 \left(\frac{t_{8/5}}{t_M} - 1 \right) \right] \quad (42)$$

Pro $t_{8/5} \leq t_M$

$$HV_{max} = H_M = 812 \cdot C + 293 \quad (43)$$

Kde

$$HV_0 = 164 \left(C + \frac{Si}{2} + \frac{Cr}{7} + \frac{Mo}{2} + V + Nb + 7B \right) + 153 \quad (44)$$

$$\log t_M = 2,5 \left(C + \frac{Mn}{3} + \frac{Cu}{4} + \frac{Ni}{8} + \frac{Cr}{10} - \frac{Mo}{3} + 5B \right) - 1,27 \quad (45)$$

Predikce tvrdosti podhousenkové oblasti dle Dürena: [18]

$$HV = 2019[C(1 - 0,5 \log t_{8/5}) + 0,3(CE_B - C)] + 66(1 - 0,8 \log t_{8/5}) \quad (46)$$

Kde

$$CE_B = C + \frac{Si}{11} + \frac{Mn}{8} + \frac{Cu}{9} + \frac{Ni}{17} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{6} + \frac{V}{3} \quad (47)$$

Predikce dle kombinovaného algoritmu:

Tento algoritmus kombinuje metodu predikce dle Yurioky s metodou predikce dle Lorenze a Dürena. Tento výpočtový model je úspěšný zejména při použití u C-Mn ocelí, kde (jak uvádí literatura) dosahoval přesnosti s odchylkou 28HV. Pro výpočet tvrdosti je i v tomto případě využíváno chemické složení pro určení uhlíkových ekvivalentů a také je využíván parametr $t_{8/5}$. Tento výpočtový model rozlišuje predikci tvrdosti na

jednoprůchodovém svaru od predikce víceprůchodových svarů. Tyto algoritmy jsou poměrně rozsáhlé a bylo jim věnováno již předchozí studium (viz. [13]), a proto již nebudou v této práci teoreticky rozebírány.

2.2 Simulační programy a webové aplikace

Použití numerické simulace procesu svařování je v současné době již nedílnou součástí postupů mnoha společností zabývajících se výrobou svařovaných konstrukcí. Především v zahraničí se použití simulačních procesů stalo standardem. Zejména to platí v případě automobilového a leteckého průmyslu. Používání simulačních prostředků však není záležitost pouze v oblasti svařování. Rozvoj těchto softwarů se týká i lisování, kování, tepelného zpracování nebo třeba tváření. Cílem těchto programů je ve všech oblastech průmyslu především snížení ekonomické náročnosti, kterou by představovalo množství experimentálních pokusů v případě výroby prototypů, snížení počtu neopravitelných zmetků nebo nákladů spojených s opravami. [19]

Díky numerické simulaci svařování můžeme při nastavení patřičných údajů, jakými jsou například údaje o chemickém složení materiálu, rozměrech a tvaru svařenců, svařovacích parametrech nebo podmínkách svařování, získat celou škálu výsledků, mezi které patří i predikce tvrdosti. Dalšími parametry, které pomocí simulačních metod můžeme získat, jsou například [19, 20]:

- rozložení teplotních polí
- rozložení struktury materiálu (podíly martenzitu, bainitu, perlitu a feritu)
- predikce deformací
- predikce zbytkových napětí
- velikost austenitického zrna
- celkovou deformaci materiálu (degradaci)

Díky získání těchto parametrů tak můžeme provést optimalizaci simulačního procesu tolikrát, dokud nedosáhneme požadovaných parametrů. Po dosažení požadovaných parametrů při simulaci je můžeme aplikovat při reálném svařování. [20]

Moduly predikující tvrdost však nemusí být součástí pouze větších simulačních programů, ale mohou fungovat i jako webové aplikace umožňující i zobrazení dílčích výpočtů, jako jsou například časy $t_8/5$ nebo uhlíkové ekvivalenty. Simulační programy nebo webové aplikace používají při výpočtu tvrdosti často několik různých algoritmů, jejichž výsledky predikce se mohou vzájemně lišit a umožňují uživateli vybrat algoritmus, který

poskytuje nejrealnější výsledky vzhledem k použitému druhu oceli, metodě a podmínkách svařování. [20]

Jedním z nejznámějších programů pro matematickou simulaci svařovacího procesu je program SYSWELD, který již více než 25 let vyvíjí společnost ESI Group, a který je součástí skupiny produktů s označením Welding (Transient). Výsledkem analýz programu SYSWELD jsou [20]:

- teplotní pole
- materiálová struktura
- velikost zrna
- tvrdost v jednotkách HV
- zbytkové napětí a deformace
- distorze konstrukce
- predikce meze kluzu v oblasti SK a TOO

Dalšími simulačními programy svařování jsou například: EWI WeldPredictor, Weldsoft, SORPAS, Visual – WELD. Webové aplikace, které dokáží predikovat maximální tvrdost po svaření, najdeme například na stránkách ewi.org (viz [21]) nebo it.jwes.or.jp (viz [22])

2.3 Neuronové sítě

Umělé neuronové sítě jsou základem především umělé inteligence a v současnosti se jejich použití stále více rozšiřuje. Díky jejich vlastnostem totiž dokáží zpracovat i větší objemy dat, jejichž zpracování by klasickými analytickými nebo empirickými modely zabralo, zejména díky jejich složitosti, příliš mnoho času. Složitost a omezení použitelnosti některých algoritmů predikce tvrdosti (viz. kapitola 2.1) je důvodem pro rozšíření použití neuronových sítí v této oblasti. Výsledky přinášející neuronové sítě bývají také přesnější než v případě analytických nebo empirických vztahů. Neuronové sítě se tak staly nejlepší aproximací vztahů mezi daty. [24,25]

Svojí stavbou a chováním napodobují biologické neuronové sítě, které se nachází v tělech a mozcích živých organismů. Stavebním prvkem neuronových sítí je neuron, obsahující řadu vstupů avšak pouze jeden výstup. Neurony jsou navzájem propojeny vstupními a výstupními vlákny a navzájem si předávají a transformují signál. Každý z neuronů v síti může mít nejen rozdílný počet vstupů ale také rozdílný práh citlivosti. Neuronové sítě disponují schopností tzv. strojového učení. Je to jejich základní a podstatná vlastnost. To znamená, že pokud máme k dispozici známá data (v případě predikce tvrdosti

např. chemická složení, naměřené tvrdosti a svařovací parametry), systémy si díky schopnosti zobecnění (generalizace) dokáží dát odpověď i na to, co neznají a nikdy do nich nebylo vloženo v procesu učení. [26, 27]

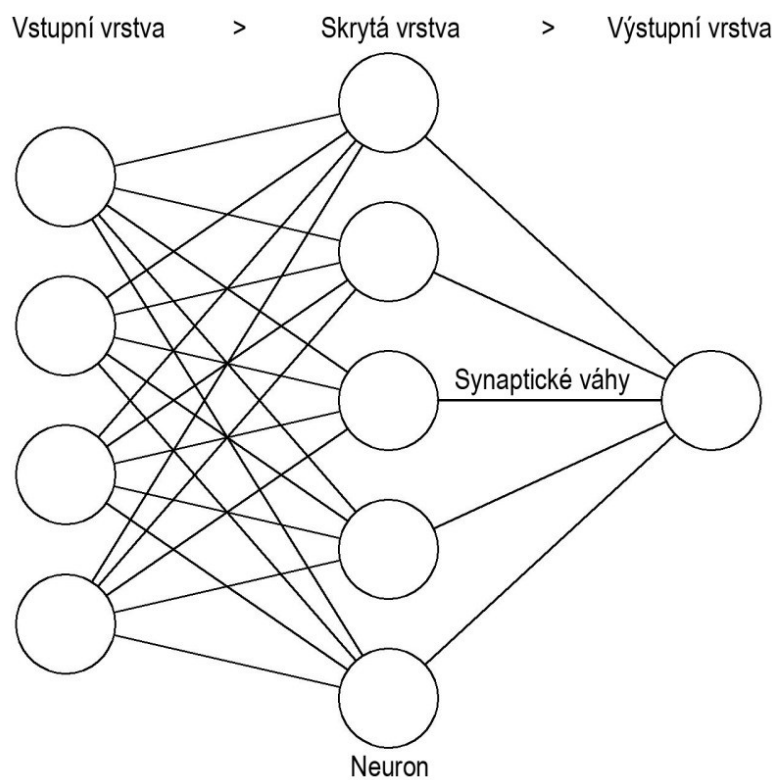
Neuronové sítě při provádění výpočtů používají distribuované paralelní využití informace. Ukládání, zpracování a předávání informace tedy probíhá prostřednictvím celé neuronové sítě. Znalosti se ukládají zejména díky síle vazby mezi jednotlivými neurony. V případě, že budou neuronové sítě opakovaně předkládány příklady (vzory), budou v procesu učení cesty (vazby) mezi neurony vedoucí ke správnému řešení posilovány a naopak budou oslabovány vazby vedoucí k nesprávnému řešení. Tyto příklady (vzory) jsou označovány jako testovací množina, případně proces učení. Odpadá tedy nutnost algoritmizace úlohy. [27]

První vrstva neuronové sítě je označována jako vstupní vrstva. Poslední vrstva se označuje jako vrstva výstupní. Vrstvy mezi první a poslední jsou tzv. skryté (vnitřní) vrstvy. Vstupní proměnné mohou být v případě predikce tvrdosti kombinovány do dvou hlavních oblastí. První z nich je oblast charakterizující původní materiál (chemické složení a tvrdost). Druhá oblast charakterizující teplotní režim svařování včetně TZ. V procesu modelování neuronové sítě se používají tři soubory dat. Zejména výukový soubor, dále pak soubor testovací a soubor citlivosti. Ze souboru referenčních dat je v procesu učení třeba vyloučit data, která nejsou reprezentativní. Údaje souboru citlivosti se používají k dalšímu ověření modelu a je díky nim možno získat fyzikální pochopení predikovaných trendů. Prvním krokem při vytváření modelu neuronové sítě je nastavení zpracovatelských prvků ve vstupní vrstvě. Jednotlivé zpracovatelské prvky vstupní vrstvy odpovídají vstupní proměnné a zpracovatelský prvek výstupní vrstvy odpovídá predikované tvrdosti. Úlohou skryté vrstvy (ta která obsahuje systematicky stanovený počet zpracovatelských prvků) je pomoci při vytváření vztahů mezi zpracováním prvků na vstupu a ve skrytých vrstvách pro co nejpresnější predikci na výstupu. [15, 27]

Pro predikci tvrdosti se hodí neuronové sítě zejména typu Back-propagation, které k učení využívají algoritmus zpětného šíření, který se hodí pro učení vícevrstvých sítí s dopředným šířením, které musí být tvořeny min. třemi vrstvami neuronů (vstupní, vnitřní a výstupní). Každý neuron nižší vrstvy je propojený se všemi neurony vrstvy vyšší, takové propojení neuronů v sousedních vrstvách je označováno jako úplné. Každý vstup neuronu je ohodnocený příslušnými tzv. synaptickými vahami. Synaptické váhy určují míru propustnosti vstupního signálu. Učení neuronové sítě pak probíhá díky nastavování vah synapsí mezi neurony. U sítě typu Back-propagation probíhá výuka srovnáváním aktuálního výstupu s požadovaným výstupem. Váhy synapsí pak nastavuje tak, aby byl rozdíl mezi oběma výstupy minimální. [27]

Hlavní výhody neuronových sítí:

- Množství zpracovaných dat
- Rychlost zpracování dat
- Přesnost zpracovaných dat



Obr. 20 Schéma neuronové sítě. [27]

3 Experimentální část

Praktická část práce navazuje na experiment provedený v rámci bakalářské práce [13]. V rámci experimentu budou použity stejné vzorky, které byly svařeny již pro experiment ve výše zmíněné bakalářské práci. Vzorky však budou upraveny tak, aby bylo možné měření jejich tvrdosti na moderním tvrdoměru, který umožní zvýšení přesnosti měření tvrdosti nejen moderní konstrukcí, ale také tím, že umožní zvětšení souboru naměřených dat, ze kterých bude vycházeno při testování metod predikce tvrdosti a také při posuzování vlivu teplotního režimu svařování na výslednou tvrdost svarového spoje oceli P91. Při testování algoritmů pro predikci tvrdosti bude dále testováno větší množství algoritmů, než tomu bylo v předcházející práci. Výsledky metod predikce použitých v předcházející práci budou navíc porovnány s přesnějšími výsledky měření tvrdosti dosaženými v této práci, což může přesněji posoudit jejich přesnost. Provedený experiment tedy lze rozdělit do několika částí.

V první části experimentu bude zjišťován průběh tvrdosti svarového spoje oceli P91 na zhotovených vzorcích podrobených různému teplotnímu režimu svařování pomocí tvrdoměru. Účelem tedy bude zjistit, do jaké míry ovlivňuje použitý teplotní režim svařování výslednou tvrdost svarového spoje, a tedy i vlastnosti a chování spoje.

Druhá část experimentu se zabývá ověřením funkčnosti prediktivních metod měření tvrdosti. Bude otestována nejen funkčnost algoritmů uvedených v kapitole 2.1, ale také funkčnost výpočtu pomocí programů WeldSoft 2 a SYSWELD a funkčnost predikce na webové stránce The Japan Welding Engineering Society. Predikované hodnoty tvrdosti z druhé části budou srovnány s naměřenými hodnotami tvrdosti z první části experimentu.

Výsledky a postupy obou předcházejících částí experimentu budou průběžně porovnávány s výsledky dosaženými v předcházející práci a diskutovány případné rozdíly ve výsledcích.

3.1 Příprava vzorků

Za účelem měření tvrdosti bylo zhotoveno celkem 8 vzorků. Vzorky byly zhotoveny ze dvou párů svařených trubek oceli P91. Chemické složení a mechanické vlastnosti byly popsány již v kapitole 1.6. Rozměry trubek pro přípravu vzorků jsou uvedeny v tab. 4.

Délka trubky [mm]	Průměr trubky [mm]	Tloušťka stěny [mm]
200	22,7	5

Tab. 4 Rozměr trubky pro výrobu vzorků.

Pro svaření trubek byla vybrána ruční metoda svařování wolframovou netavicí se elektrodou v inertním plynu (141, TIG/WIG, GTAW). Použité svařovací parametry jsou uvedeny v tab. 5.



Obr. 21 Svařování vzorků metodou 141.

Vzorek	Počet průchodů	Svař. par. 1. průchod		Svař. par. 2. průchod		Rychlost sv. [cm.min ⁻¹]	Účinnost sv.
		Proud [A]	Napětí [V]	Proud [A]	Napětí [V]		
1	1	107	12,5			7	0,4
2	2	107	12,5	121	12,8	7	0,4
3	1	107	12,5			7	0,4
4	2	107	12,5	121	12,8	7	0,4
5	1	107	12,5			7	0,4
6	2	107	12,5	121	15,4	7	0,4
7	1	107	12,5			7	0,4
8	2	107	12,5	121	15,4	7	0,4

Tab. 5 Svařovací parametry.

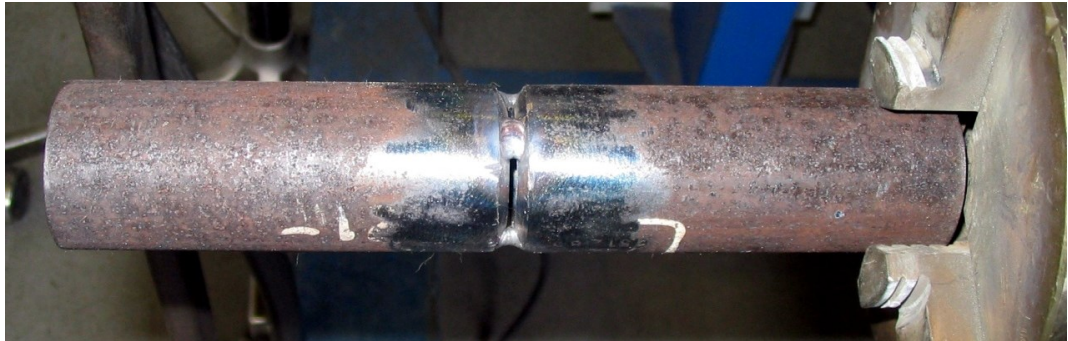
Jako přídatný materiál byl použit materiál z produkce společnosti ESAB Vamberk, s.r.o., konkrétně OK TIGROD 316LSi o průměru 2mm. Chemické složení přídatného materiálu je uvedeno v tab. 6.

C [%]	Si[%]	Mn[%]	Cr[%]	Ni [%]	Mo[%]
<0,03	0,80	1,8	19,0	12,0	2,8

Tab. 6 Chemické složení přídatného materiálu.

Před svařením trubek byly svarové plochy patřičně upraveny a očištěny. Následně byly páry trubek nastehovány a předeřátý. Jeden pár byl předeřát na teplotu 150°C a druhý pár na teplotu 250°C. Po předeřátí následovalo samotné svaření trubek. Svaření trubek proběhlo tím způsobem, že se trubky nejprve svařily po celém obvodu jedním průchodem a

následně byla na polovině prvního průchodu navařena druhá svarová housenka. Oba páry trubek byly tedy svařeny jak jedním průchodem, tak i dvěma průchody.



Obr. 22 Stehování trubek.

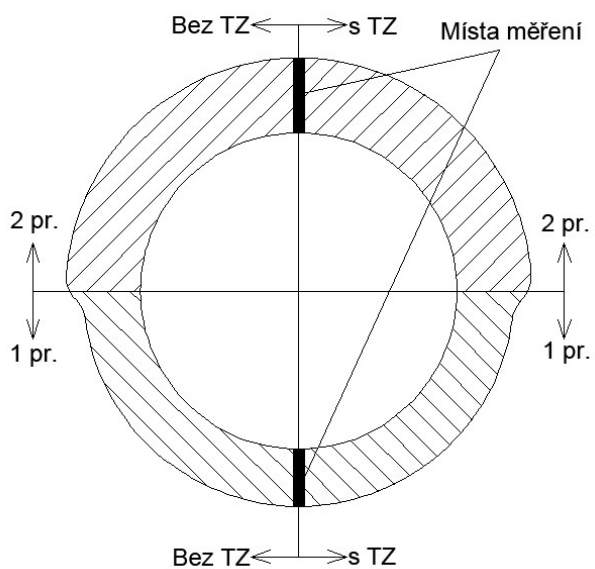


Obr. 23 Trubky svařeny jedním průchodem.



Obr. 24 Trubky po svaření.

Obě svařené trubky byly poté podélně rozděleny na kotoučové pile Struers tak, aby po nařezání vznikly z každé svařené trubky dva vzorky s jedním průchodem a dva vzorky se dvěma průchody. Vznikly tak celkem 2 páry vzorků s jedním průchodem a 2 páry vzorků s dvěma průchody. Z každého páru stejných vzorků byl následně jeden vzorek podroben tepelnému zpracování, jehož parametry jsou uvedeny v tab. 7. Schéma dělení vzorků je zobrazeno na obr. 25. Každý z osmi vzorků tak již byl podroben jinému teplotnímu režimu svařování. Použitá teplota předehřevu a případné TZ jsou uvedeny v tab. 7.



Obr. 25 Schéma dělení vzorků.



Obr. 26 Dělení vzorků.



Obr. 27 Nadělené vzorky z jednoho páru trubek.

Vzorek	TP [°C]	Tepelné zpracování			
		Rychlost ohřevu [°C.h ⁻¹]	Teplota [°C]	Doba výdrže [h]	Rychlost ochlaz. [°C.h ⁻¹]
1	150	150-200	740	1	200-250
2	150	150-200	740	1	200-250
3	150	-	-	-	-
4	150	-	-	-	-
5	250	150-200	740	1	200-250
6	250	150-200	740	1	200-250
7	250	-	-	-	-
8	250	-	-	-	-

Tab. 7 Teplota předeřevu a tepelné zpracování.

Nadělené vzorky byly po tepelném zpracování rozděleny do dvojic, které byly podrobeny stejnému TP a TZ, lišily se tak pouze počtem průchodů, který šel na vzorcích dobře rozeznat. Tímto rozdělením se ušetřil počet použitých tablet. Po rozdělení do dvojic byly tedy vzorky zality dentacrylem do formy tablet. Po zalití byly vzorky umístěny do vakua pro odstranění vzduchových bublin z tablet. Po ztvdnutí dentacrylu následovalo postupné broušení tablet až na hodnotu zrnitosti brusného papíru 800. Rovněž byla na soustruhu zarovnána spodní plocha tablety pro stabilní ustavení při měření tvrdosti. Zalití vzorků do tablet umožnilo lepší manipulaci při broušení na požadovanou drsnost pro měření tvrdosti i při následném měření tvrdosti a také umožnilo dosažení přesnějších výsledků měření.

V poslední fázi přípravy byly vzorky naleptány leptadlem dle Adlera pro zviditelnění jednotlivých oblastí spoje, zejména oblast hranice ztavení, podél které bylo prováděno následné měření tvrdosti.



Obr. 28 Vzorky zalité dentacrylem v tabletě.

3.2 Měření tvrdosti

Měření tvrdosti probíhalo na digitálním tvrdoměru Zwick Roell ZHU 2.5, kde byla měřena tvrdost HV5. Díky zalití vzorků do tablet bylo umožněno přesné a pohodlné měření na tvrdoměru tohoto typu. Na každém vzorku bylo provedeno minimálně 10 měření v teplem ovlivněné oblasti u hranice ztavení (podle normy ČSN EN ISO 9015-1), kde se předpokládala nejvyšší tvrdost TOO. Byl tak vytvořen poměrně velký soubor naměřených dat. Dále byla na každém vzorku přeměřena také tvrdost svarového kovu a základního materiálu. Ze souboru naměřených hodnot byly vyškrtuty extrémy a zbylé hodnoty tvrdosti zprůměrovány a navzájem porovnány v tabulce dle použitého teplotního režimu svařování. Naměřené hodnoty tvrdosti v TOO v SK a v ZM jsou uvedeny v kapitole 3.2.1. Na obr. 29 je tvrdoměr při provádění měření a na obr. 30 je zobrazena aplikace, se kterou tvrdoměr pracoval, na tomto obrázku je zároveň vidět umístění vpichu u hranice ztavení.

Oproti měření tvrdosti v předcházející práci, by mělo být dosaženo přesnějších výsledků měření, a to díky modernějšímu vybavení, které umožnilo nejen získání přesnějších údajů, ale i zvětšení souboru naměřených dat. V předchozí práci byla tvrdost měřena na klasickém tvrdoměru značky WPM na vzorcích ustavených a upnutých ve svěráku a měřena tvrdost HV10.

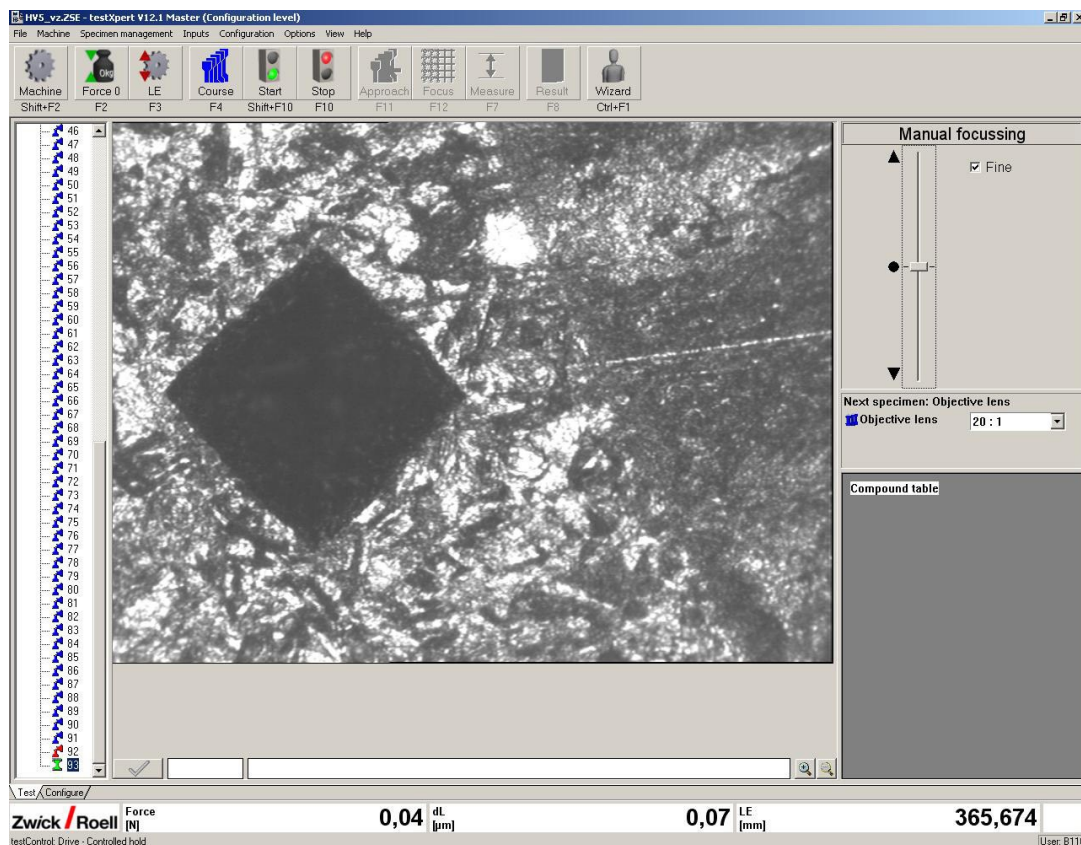


a) Tvrdoměr Zwick Roell ZHU 2.5



b) Detail tvrdoměru při provádění měření

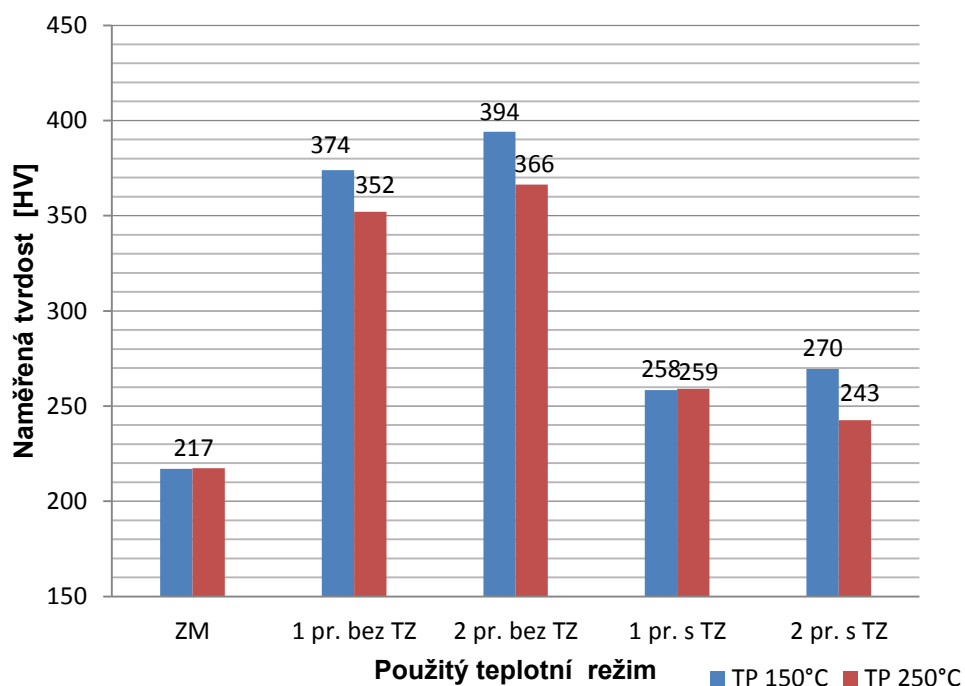
Obr. 29 Použitý tvrdoměr při měření.



Obr. 30 Softwarová aplikace tvrdoměru a umístění vpichu u hranice ztavení.

3.2.1 Výsledky měření tvrdosti

Na obr. 31 jsou graficky znázorněny naměřené hodnoty tvrdosti v závislosti na použitém teplotním režimu při svařování.



Obr. 31 Naměřené hodnoty tvrdosti.

3.2.2 Diskuse výsledků měření tvrdosti

Jak je patrné na výše zobrazeném obrázku pohybovaly se naměřené hodnoty maximální tvrdosti v TOO od hodnoty HV 243, která byla dosažena u vzorku se dvěma průchody předeřhřátém na 250°C a s použitým tepelným zpracováním. Nejvyšší hodnoty tvrdosti pak bylo dosaženo u vzorku se dvěma svarovými průchody, předeřhřátém na 150°C bez aplikace tepelného zpracování. Tento vzorek dosahoval hodnoty tvrdosti HV 394. Tvrdost základního materiálu, neovlivněného teplotním cyklem dosahovala průměrné hodnoty HV 217. Tvrdost ZM u vzorků podrobených tepelnému zpracování byla průměrně o HV 8 nižší než tvrdost ZM u tepelně nezpracovaných vzorků (HV 213 oproti HV 221).

Použití vyšší teploty předeřhřevu (250°C oproti 150°C) vedlo ve většině případů ke snížení tvrdosti. V jednom případě (1 průchod s TZ) byla sice průměrná hodnota přibližně o HV1 vyšší při použití vyšší TP, nicméně odchylka oproti trendu byla způsobena velmi podobnými hodnotami naměřených tvrdostí u těchto vzorků. Průměrná hodnota, o kterou byla vlivem vyšší teploty předeřhřevu snížena tvrdost, činí HV 19. Při vyloučení výše zmíněné odchylky od trendu činí průměrné snížení tvrdosti vlivem vyšší teploty předeřhřevu HV 26, přičemž hodnoty kolísají ve velmi malém intervalu (od HV 22 do HV 28). Snížení tvrdosti vlivem vyšší teploty předeřhřevu je způsobeno zejména prodloužením času $t_{8/5}$, což způsobilo snížení podílu martenzitu v mikrostruktuře. Prodloužení času $t_{8/5}$ zároveň umožnilo větší prostor k odstranění vodíku ze svarového spoje prostřednictvím jeho difuze. Potvrdilo se tak to, co bylo popsáno v teoretické části této práce v kapitole 1.3.1 o vlivu předeřhřevu na svarový spoj oceli P91.

	1 průchod bez TZ [HV]	2 průchody bez TZ [HV]	1 průchod s TZ [HV]	2 průchody s TZ [HV]
TP 150°C	374	394	258	270
TP 250°C	352	366	259	243
Rozdíl tvrdosti	-22	-28	1	-27

Tab. 8 Rozdíly tvrdosti při použití TP 150°C / 250°C.

Z obr. 31 je také zjevné, že použití tepelného zpracování po svaření způsobí nejvýraznější snížení tvrdosti. Tvrdost byla vlivem aplikace tepelného zpracování snížena v průměru o HV 114. Rozdíly v tvrdosti přitom kolísaly v intervalu od HV 93 do HV 124. Aplikace tepelného zpracování má ze všech teplotních faktorů během teplotního cyklu při svařování největší vliv. Díky použití TZ byla hodnota maximálních tvrdostí snížena na úroveň přípustných hodnot. Díky experimentu se tedy potvrdilo, že použití tepelného zpracování po svařování je pro vytvoření vyhovujících svarových spojů nezbytné a potvrdilo se tak to, co bylo popsáno v teoretické části práce.

	1 pr. s TP 150°C [HV]	1 pr. s TP 250°C [HV]	2 pr. s TP 150°C [HV]	2 pr. s TP 250°C [HV]
Bez TZ	374	352	394	366
S TZ	258	259	270	243
Rozdíl tvrdosti	-116	-93	-124	-123

Tab. 9 Rozdíly tvrdosti při použití TZ a bez použití TZ.

Aplikace druhé svarové housenky způsobila (až na jeden případ – TP 250°C s TZ) zvýšení tvrdosti, a to průměrně o hodnotu HV 8. Bez započítání odchylky, u které bylo dosaženo snížení tvrdosti o HV 16, dosahovalo průměrné snížení tvrdosti hodnoty HV 15, přičemž rozsah hodnot ve kterých se rozdíly ve tvrdosti pohybovaly, byl v rozmezí hodnot od HV 12 do HV 20. Experimentem se tedy nepodařilo prokázat, že by aplikace 2. svarové housenky způsobila vnesením tepla stejný nebo alespoň podobný vliv jako aplikace tepelného zpracování na první housence. Aplikace 2. svarové housenky s největší pravděpodobností způsobila vznik sekundárních zpevňujících prvků, čímž došlo ke zvýšení tvrdosti.

	TP 150°C bez TZ [HV]	TP 250°C bez TZ [HV]	TP 150°C s TZ [HV]	TP 250°C s TZ [HV]
1 průchod	374	352	258	259
2 průchody	394	366	270	243
Rozdíl tvrdosti	20	14	12	-16

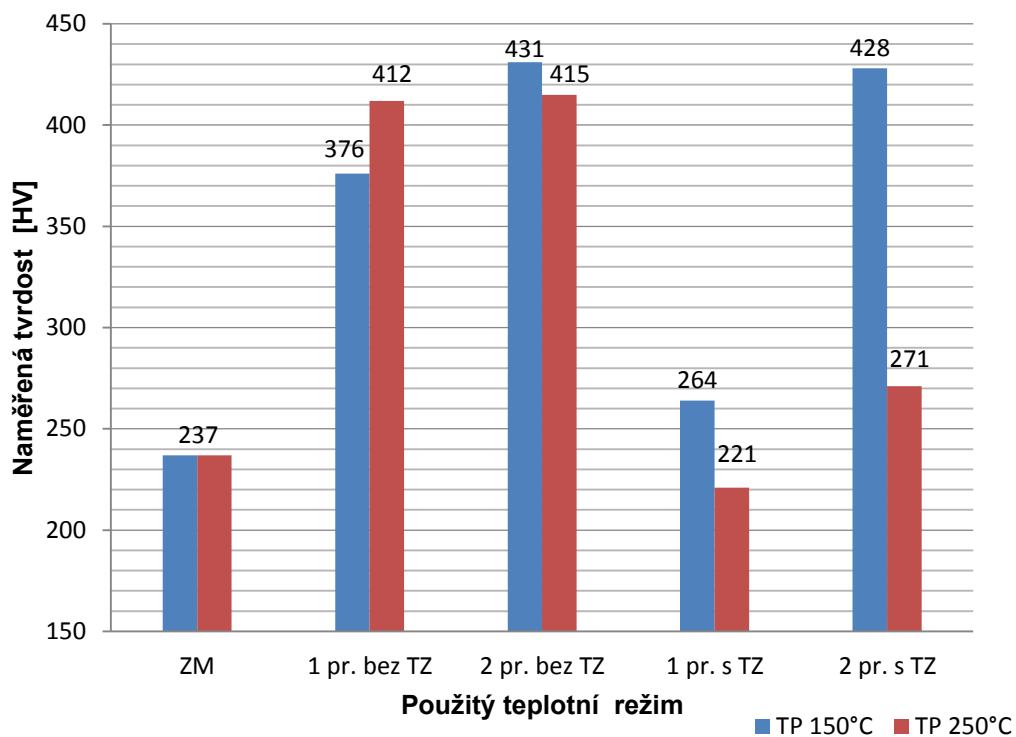
Tab. 10 Rozdíly tvrdosti při aplikaci jedné / dvou sv. housenek.

Jak je patrné z intervalů mezi kterými se pohybovaly rozdíly tvrdostí v případě rozdílné TP, TZ i počtu průchodů, ovlivní patřičná operace vnášející teplo do teplotního režimu svařování tvrdost jen o určitou hodnotu. Potvrdilo se tedy tak poměrně přesně, že nedodržením předepsaného teplotního režimu při samotném svařování nebude následné tepelné zpracování schopno snížit hodnotu tvrdosti na hodnotu požadovanou. Stejně tak nesprávné použití tepelného zpracování po svaření nemusí dostatečně ovlivnit výslednou tvrdost, jako v případě vhodného tepelného zpracování.

3.2.3 Rozdíly výsledků měření oproti výsledkům předchozí práce

Na obr. 32 jsou znázorněny výsledky měření předchozí práce. Měření bylo prováděno na stejných vzorcích. Ovlivnění vzorků teplotním cyklem bylo tedy v současné práci i dřívější stejné. Při porovnání hodnot tvrdostí naměřených v této práci (obr. 31) s hodnotami v práci minulé jsou patrné značné rozdíly v naměřených hodnotách (viz. srovnání v tab. 11). Z tabulky je možno vyčíst, že průměrná hodnota naměřených tvrdostí je v současné práci o HV 36 nižší i přesto, že obě měření probíhala v souladu s normou ČSN EN ISO 9015-1. Nepřesnosti vzniklé v minulé práci byly s největší pravděpodobností způsobeny nepřesnostmi v poměrně starém měřicím zařízení, menším počtem naměřených hodnot v souboru dat. Dalším faktorem, který umožnil získání lepších výsledků, bylo zalití vzorků

do formy tablet, což umožnilo přesnější vyrovnání měřené plochy vzorku kolmo k pohybu hrotu měřicího přístroje.



Obr. 32 Výsledky měření tvrdosti v předchozí práci. [13]

	ZM	1 pr. bez TZ		2 pr. bez TZ		1 pr. s TZ		2 pr. s TZ	
		150°C	250°C	150°C	250°C	150°C	250°C	150°C	250°C
DP [HV]	217	374	352	394	366	258	259	270	243
BP [HV]	237	376	412	431	415	264	221	428	271
Rozdíl [HV]	-20	-2	-60	-37	-49	-6	38	-158	-28
Průměr [HV]	-36								

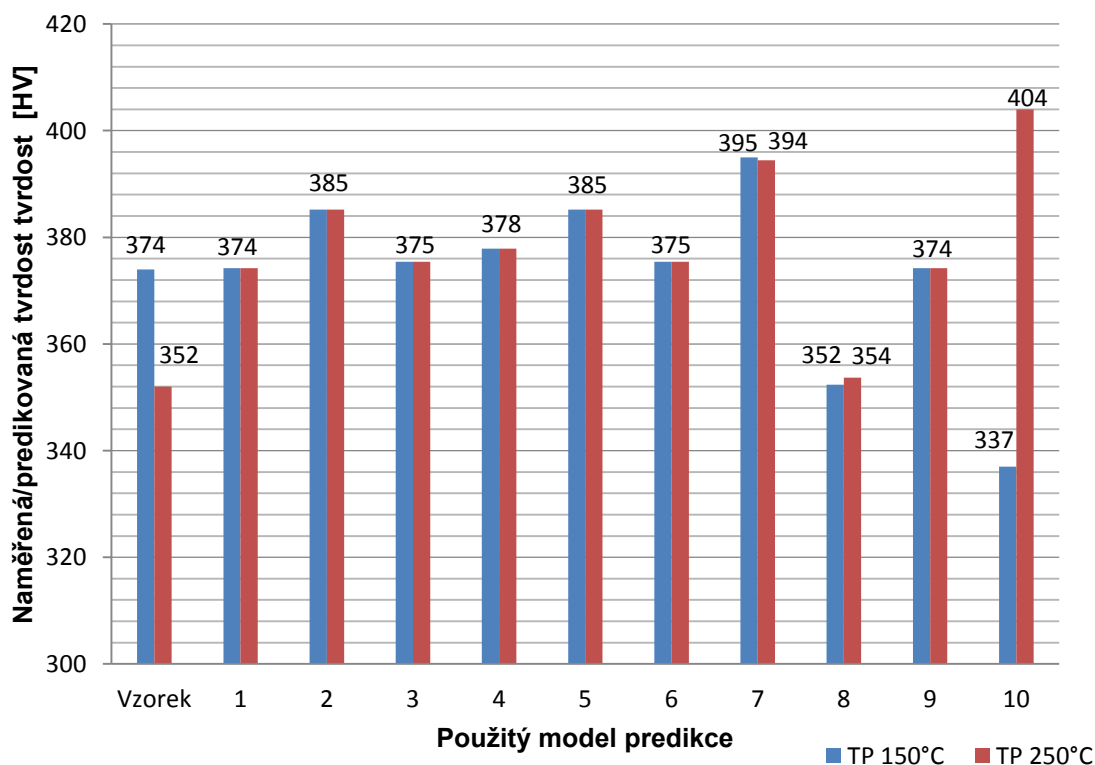
Tab. 11 Porovnání naměřených hodnot.

3.3 Predikce tvrdosti

V rámci zkoušení výpočtových algoritmů a modelů pro predikci maximální tvrdosti v TOO svarového spoje byly otestovány všechny algoritmy uvedené v kapitole 2.1, dále pak byla vyhodnocena predikce pomocí jednoho z modulů programu WeldSoft 2 a SYSWELD a také funkčnost predikce na webové stránce The Japan Welding Engineering Society.

3.3.1 Predikce pomocí algoritmů z kap. 2.1

Pro lepší práci s algoritmy uvedenými v kapitole 2.1 byly všechny převedeny do formy rovnic v tabulkovém procesoru Microsoft Excel. Tento převod následně umožnil rychle a pohodlně měnit a upravovat vstupní data. Výsledky predikované tvrdosti pomocí algoritmů jsou uvedeny na obr. 33. První dvojice sloupců znázorňuje naměřené hodnoty vzorků 3 (modře) a 7 (červeně), další dvojice sloupců (1-10) pak znázorňují výsledky použitých algoritmů, při použití vstupních dat jednotlivých vzorků. Jedná se o vzorky s jednou svarovou housenkou, nepodrobené TZ, které se tedy lišily pouze teplotou předehřevu (150°C – modře, 250°C – červeně). U ostatních vzorků nebyla možná predikce pomocí těchto algoritmů, protože vliv následného TZ po svaření, příp. teplotní ovlivnění druhou svarovou housenkou obsahoval pouze jeden z algoritmů, ale nebyl vhodný pro danou ocel. Dále do srovnání nebyly zahrnuty algoritmy, které podávaly řádově špatné výsledky a nebyly tedy pro predikci oceli P91 vhodné. Více bude popsáno v následné diskusi výsledků predikce.



Obr. 33 Výsledky predikce pomocí výpočtových algoritmů.

- 1 - Predikce tvrdosti martenzitu dle Satoha a Terasakiho
- 2 - Predikce tvrdosti martenzitu dle Dürena
- 3 - Predikce tvrdosti martenzitu dle Yurioky
- 4 - Predikce dle Beckerta a Holze
- 5 - Predikce dle Lorenze a Durena pro 100% martenzitu
- 6 - Predikce dle Suzukiho
- 7 - Predikce dle Yurioky
- 8 - Predikce dle Yurioky 2
- 9 - Predikce dle Terasakiho
- 10 - Predikce dle kombinovaného algoritmu

3.3.2 WeldSoft 2

Program WeldSoft 2 byl vytvořen v letech 1989 – 1995 na katedře Mechanického a leteckého inženýrství Carletonské univerzity ve městě Ottawa v Kanadě. Jeho autory jsou Billy Chan a Malcom Bibby. Výsledky výpočtů, které tento simulační program poskytuje, jsou výsledky dlouholetých zkušeností a testování.

Výhodou tohoto programu oproti algoritmům, jejichž výsledky jsou uvedeny v předchozí kapitole, je, že v rámci jednoho z výpočetních modulů, které program WELDSOFT 2 obsahuje, je také výpočet predikce tvrdosti TOO svaru po použití TZ.

Software nabízí několik modulů:

- Tvar svaru
- Tvrdost v TOO
- Tvrdost po TZ
- Předeřev

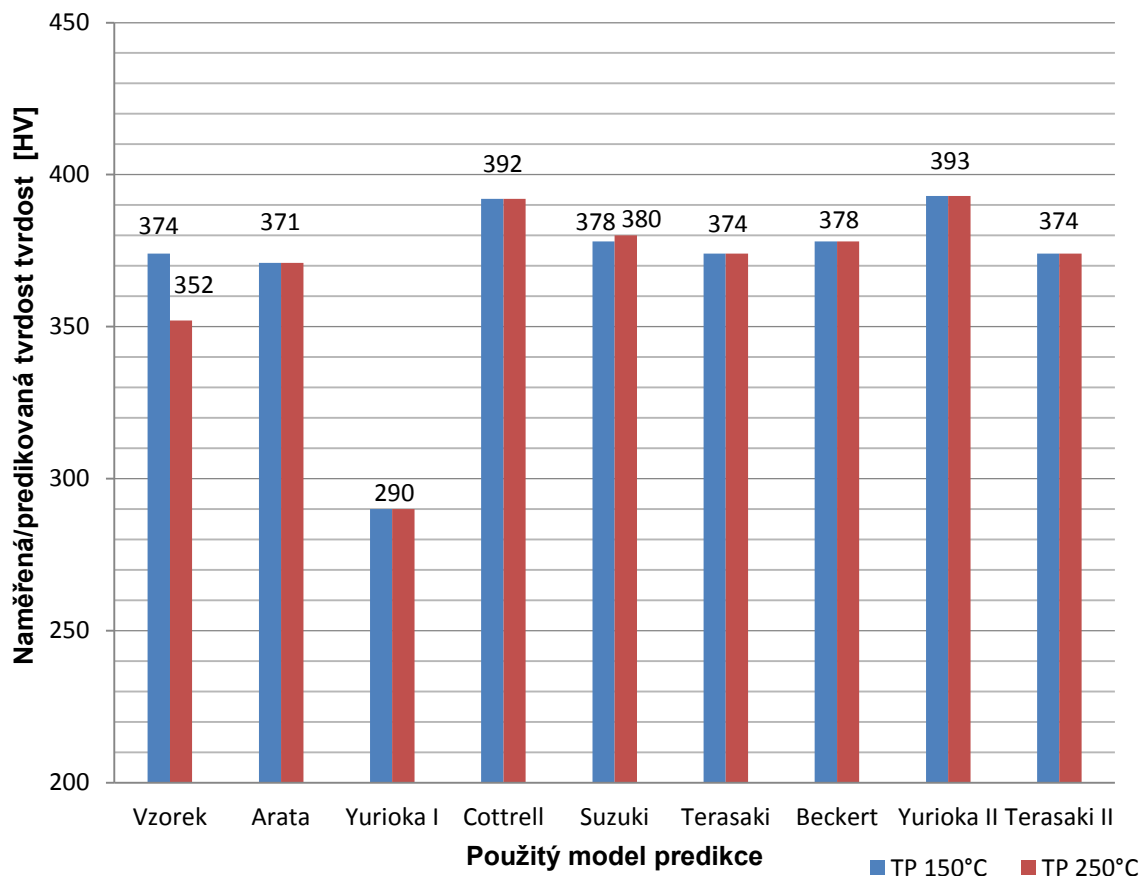
V rámci experimentu byla testována funkčnost modulu predikujícího tvrdost v TOO a modulu predikujícího tvrdost v TOO po aplikaci TZ.

Modul pro predikci tvrdosti v TOO obsahuje výpočet predikce tvrdosti dle následujících autorů:

- Araty
- Yurioky I
- Yurioky II
- Cottrella
- Suzukiho
- Terasakiho I
- Terasakiho II

- Beckerta
- Duerena

Tento modul také dokáže, kromě tvrdosti samotné z parametrů svařování vypočítat hodnotu parametru $t_{8/5}$, který má vliv na některé z výpočtových modulů predikce tvrdosti. Tento výpočet však nebyl počítán korektně, a proto byla hodnota parametru $t_{8/5}$ dosazena experimentálně, a to stejná, jako byla použita při výpočtu pomocí algoritmů v programu Microsoft Excel. Na obr. 34 je znázorněno porovnání výsledků predikce v programu WeldSoft 2 s hodnotami naměřenými, podobně jako tomu bylo na obr. 33. I v tomto případě se tedy jedná o vzorky č. 3 a 7, které nebyly podrobeny tepelnému zpracování ani vlivu teplotního cyklu způsobeného druhou svarovou housenkou a lišily se tak pouze teplotou přehřevu. Predikce pro vzorky podrobené TZ nebo se dvěma svarovými průchody nebyla možná i navzdory tomu, že program obsahoval modul pro predikci tvrdosti po použití TZ po svaření, jak je popsáno v diskusi.



Obr. 34 Výsledky predikce - WeldSoft 2.

3.3.3 SYSWELD

Při testování přesnosti predikce tvrdosti TOO v programu SYSWELD nebyla predikce testována v programu samotném, ale přímo v algoritmech, které program pro predikci tvrdosti používá. Tyto algoritmy jsou rozepsány v uživatelském manuálu k programu (viz. [39]). Z tohoto manuálu byly vztahy převzaty a převedeny do formy rovnic v programu Microsoft Excel, podobně jako tomu bylo u vztahů v kapitole 3.3.1. Vztahy, které pro predikci tvrdosti využívá program SYSWELD jsou pro dané struktury uvedeny níže. Výhodou vztahů, která SYSWELD obsahuje je to, že obdobně jako program WELDSOFT 2, obsahuje i vztahy pro struktury ovlivněné použitím tepelného zpracování po svaření.

Vztahy pro struktury neovlivněné TZ [39]

Martenzitická struktura

$$HV = 127 + 949C + 27Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21\log Vr \quad (48)$$

Bainitická Struktura

$$HV = -323C + 185C + 330Si + 153Mn + 65Ni + 144Cr + 191Mo + \log_{10} Vr (89 + 53C - 55Si - 22Mn - 10Ni - 20Cr - 33Mo) \quad (49)$$

Ferritická struktura

$$HV = 42 + 223C + 53Si + 30Mn + 12,6Ni + 7Cr + 1Mo + \log_{10} Vr (10 - 19Si + 4Ni + 8Cr + 130V) \quad (50)$$

Kde:

Vr : rychlost ochlazování na 700°C [°C/h]

Vztahy pro struktury ovlivněné TZ [39]

Popuštěná martenzitická struktura

$$HV = -74 - 434C - 368Si + 15Mn + 37Ni + 17Cr - 335Mo - 2235V + 10^3/p[260 + 616C + 321Si - 21Mn - 35Ni - 11Cr + 352Mo + 2345V] \quad (51)$$

Popuštěná bainitická struktura

$$HV = 262 + 163C - 349Si - 64Mn - 6Ni - 186Cr - 458Mo - 857V + 10^3/p[-149 + 43C + 336Si + 79Mn + 16Ni + 196Cr + 498Mo + 1094V] \quad (52)$$

Kde p je v obou případech tzv. ekvivalentní popouštěcí parametr, který definuje vztah mezi časem a teplotou a vypočítá se dle následujícího vztahu: [39]

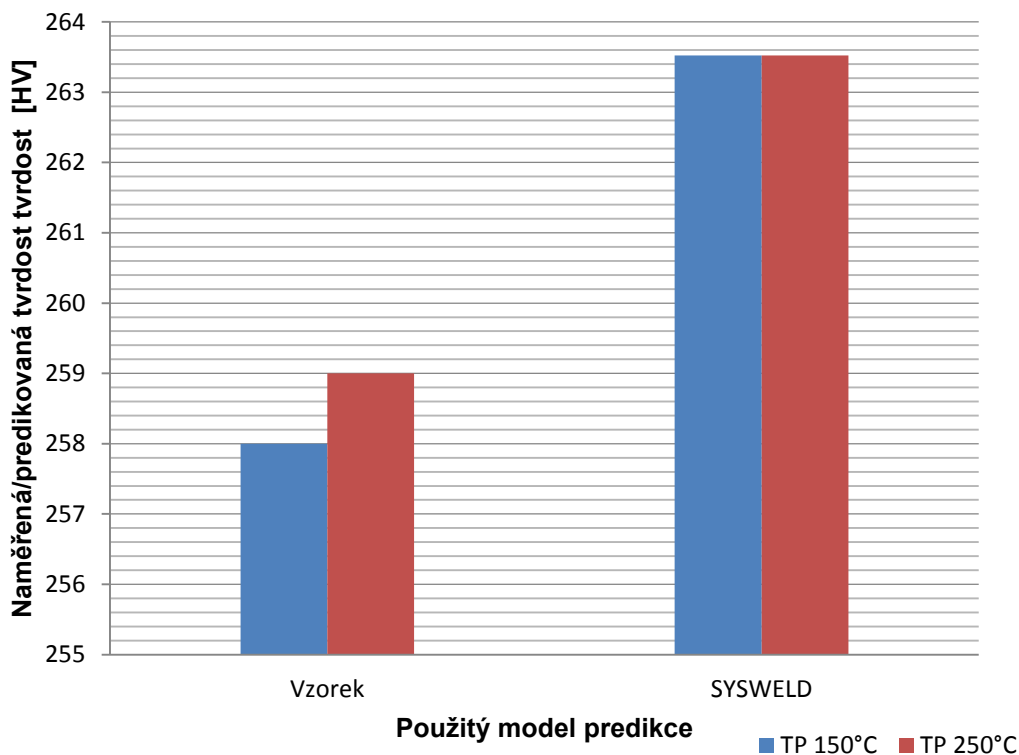
$$p = \left(\frac{1}{T} - \frac{nR}{\Delta T} \log \frac{t}{t_0} \right)^{-1} \quad (53)$$

Kde:

T : teplota v K
 t : čas v hod.
 to : časová jednotka
 n : $\log_{10} \approx 2,3$
 R : konstanta dokonalého plynu = 2 cal/mole.K
 ΔT : aktivační teplota v cal/mole ≈ 100000

Vzhledem k martenzitické struktuře oceli P91 dosahovaly nejvyšší přesnosti vztahy pro martenzitickou strukturu oceli. V případě vztahu pro strukturu neovlivněnou tepelným zpracováním však i tak nebyla přesnost, oproti vztahům uvedeným výše, dobrá.

V případě použití vztahu pro strukturu ovlivněnou tepelným zpracováním byla přesnost vyšší (viz. obr. 35). Výpočet predikce pro tepelně zpracované svarové spoje nevychází ze vztahu pro spoje tepelně nezpracované. Obsahuje parametr p, který definuje vztah mezi časem a teplotou při tepelném zpracování. Neobsahuje však žádnou proměnnou, která by charakterizovala vliv TP na výslednou tvrdost, jako je např. parametr $t_{8/5}$. Stejně tak nezahrnuje vliv teplotních cyklů způsobených dvou a více svarovými průchody. Predikce tak byla použitelná pouze u vzorků č. 1 a 5, které byly svařeny jedním průchodem s tepelným zpracováním a lišily se tedy jen teplotou předehřevu.



Obr. 35 Výsledky predikce – SYSWELD.

3.3.4 The Japan Welding Engineering Society (JWES)

Svařování a jiné technologie spojování materiálu v Japonsku dosáhly, zejména díky spolupráci mezi průmyslem a akademickou oblastí, jedné z nejvyšších světových úrovní v této oblasti. Japonsko se však díky své poloze potýká s problémem odlivu profesionálů a tím i technologií do blízkých rozvojových zemí. To má za následek snížení konkurenceschopnosti japonského průmyslu. Organizace JWES vznikla s úmyslem vyvinutí veškerého úsilí pro zachování a vývoj svařování a jiných technologií spojování materiálů japonského zpracovatelského průmyslu. Hlavními cíli JWES je vybudování a zároveň rozšíření využití nových standardů a také podpora pokroku v oblasti technologií spolu se zlepšením dovednosti svářečských inženýrů a techniků. [36]

V rámci tzv. informačního centra na webu JWES, které vzniklo v roce 2006 za účelem pomoci svářečským inženýrům a dalším generacím techniků, prostřednictvím nahromadění informací o svařování, je mimo jiných modulů týkajících se svařování také modul tzv. online kalkulace. Tento modul obsahuje online výpočty následujících prvků: [37]

- Uhlíkové ekvivalenty a teploty transformace
- Teplotní historie a čas ochlazení při obloukovém svařování
- Maximální tvrdost v TOO svarového spoje
- Minimální potřebná teplota předehřevu
- Pevnost svarového kovu v tahu
- Charpyho přechodová teplota celého svarového kovu

Při online výpočtu maximální tvrdosti v TOO svarového spoje vychází výpočet tvrdosti z práce, kterou uvedl Yurioka v roce 1987 pod názvem „Prediction of HAZ hardness of steels.“ Rovnice, na kterých je výpočet predikce založen, jsou uvedeny níže. [38]

$$HV = \frac{H_M + H_B}{2} - \frac{H_M - H_B}{2,2} \cdot \arctan(x) \quad (54)$$

$$x = 4 \cdot \frac{\log(t_{8/5}/t_M)}{\log(t_B/t_M)} - 2 \quad (55)$$

Kde

$$CE_I = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cr(1 - 0,16\sqrt{Cr})}{8} + f(B) \quad (56)$$

$$CE_{II} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{5} + \frac{Cu}{10} + \frac{Ni}{18} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{2,5} + \frac{V}{5} + \frac{Nb}{3} \quad (57)$$

$$CE_{III} = C + \frac{Mn}{3,6} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{9} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} \quad (58)$$

$$H_M = 884 \cdot C(1 - 0,3C^2) + 294 \quad (59)$$

$$H_B = 145 + 130 \cdot \tanh(2,65CE_{II} - 0,69) \quad (60)$$

$$t_M = \exp(10,6 \cdot CE_I - 4,8) \quad (61)$$

$$t_B = \exp(6,2 \cdot CE_{III} + 0,74) \quad (62)$$

$f(B)$: člen charakterizující vliv bóru a možnost jeho vazby na dusík

$$\begin{aligned} B \leq 0,0001 & \quad f(B) = 0 \\ 0,0001 < B < B_x & \quad f(B) = 0,09 \cdot f(C) \cdot \frac{B - 0,0001}{B_x - 0,0001} \\ B_x \leq B & \quad f(B) = 0,09 \cdot f(C) \end{aligned}$$

Kde

$$B_x = 0,0004 + 0,0006 \cdot \frac{N - 0,002}{0,008} \quad (63)$$

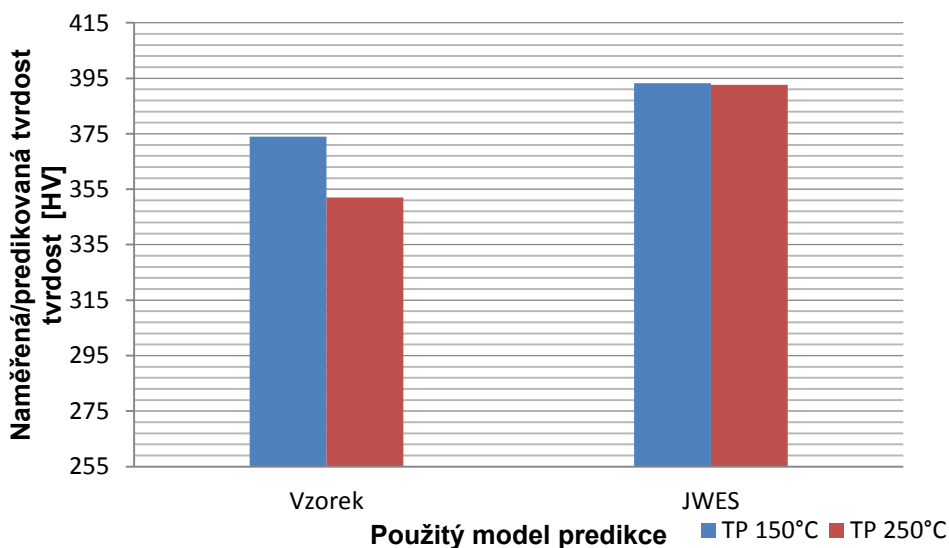
$$f(C) = \cos\left(\frac{\pi}{2} \cdot \frac{C}{0,8}\right) \quad (64)$$

Kromě predikce dle výše uvedeného algoritmu dokáže výpočtový model na webu určit i parametru $t_{8/5}$, jehož hodnota byla použita i v ostatních algoritmech závislých na parametru $t_{8/5}$, které byly popsány v předchozích kapitolách. Hodnoty parametru $t_{8/5}$ použité při výpočtech pro různé teploty přehřevu jsou uvedeny v tab. 12.

	TP - 150°C	TP - 250°C
$t_{8/5}$ [s]	12,22	18,17

Tab. 12 Hodnoty parametru $t_{8/5}$ pro různou TP.

Problémem, podobně jako u většiny předchozích modelů predikce, byla predikce pro svary ovlivněné TZ a dalšími svarovými housenkami. Predikce tedy byla provedena pouze pro vzorky 3 a 7 a výsledky jsou uvedeny na obr. 36.



Obr. 36 Výsledky predikce – JWES.

3.3.5 Diskuse výsledků predikce tvrdosti

Predikce pomocí algoritmů z kap. 2.1

Při testování modelů predikce z kap. 2.1 bylo dosaženo celkové průměrné odchylky o hodnotě HV 19. Průměrná odchylka predikovaných hodnot vzhledem ke vzorku předeřátém na teplotu 150°C činila přibližně HV 11 a vzhledem ke vzorku předeřátém na 250°C přibližně HV 28. Přičemž hodnoty odchylek se v prvním případě (TP = 150°C) pohybovaly v rozmezí od HV 0 po HV 37 a v případě druhém (TP = 250°C) od HV 2 do HV 52.

Nejlepších výsledků predikce při porovnání se vzorkem předeřátým na 150°C bylo dosaženo algoritmem pro výpočet tvrdosti martenzitu dle Satoha a Terasakiho a také predikcí dle Terasakiho pro případ, kdy je $t_{8/5} < t_M$. U těchto modelů byla odchylka predikce od naměřené hodnoty prakticky zanedbatelná. Dalšími algoritmy, které dosáhly nejnižší odchylky, byl algoritmus pro predikci tvrdosti martenzitu dle Yurioky, algoritmus dle Suzukiho a algoritmus dle Beckerta a Holze, u kterých se odchylka pohybovala v rozmezí od HV 1 do HV 4. Nejhorších výsledků bylo naopak dosaženo u tzv. kombinovaného algoritmu, kde dosahovala odchylka hodnoty HV 37 a dále u algoritmů dle Yurioky I a II, kde dosahovala odchylka predikce v obou případech hodnoty přibližně HV 21.

Predikce tvrdosti při porovnání se vzorkem předeřátým na teplotu 250°C nedosahovala, jak je vidět z hodnoty průměrné odchylky, takové přesnosti, jako tomu bylo při porovnání výsledků predikce se vzorkem předeřátým na teplotu 150°C. Nejpřesnější hodnoty predikce podával v tomto případě algoritmus dle Yurioky II, kde byla odchylka přibližně HV 2. Nejméně přesnými algoritmy pak byl, stejně jako v předchozím případě kombinovaný algoritmus, u něhož bylo dosaženo odchylky HV 52. Dalším nejméně přesným algoritmem byl algoritmus dle Yurioky I. Odchyly přesnosti ostatních algoritmů se pak pohybovaly v rozsahu od HV 22 do HV 33.

Jak je ze srovnávacího grafu na obr. 33 patrné neměla změna parametru $t_{8/5}$ (hodnoty parametru byly dosaženy dle výpočtu na webu JWES) způsobená zvýšenou teplotou předeřevu u vztahů závislých i na tomto parametru významný vliv. Jediným případem, kde měla změna tohoto parametru viditelný vliv, byl případ predikce dle kombinovaného algoritmu. V tomto případě byla predikovaná hodnota tvrdosti v případě použití teploty předeřevu 250°C vyšší než v případě použití teploty předeřevu 150°C. Oproti výsledkům získaných skutečným měřením tvrdosti na vzorcích se však jedná o přesně opačný trend.

Při testování byly použity všechny algoritmy popsané v kapitole 2.1. Několik z těchto algoritmů však nemohlo být zahrnuto do výsledků predikce tvrdosti. Tyto algoritmy totiž

podávaly řádově vyšší hodnoty, než byly hodnoty naměřené. Byly tedy pro chemické složení oceli P91 výrazně nevhodné a použitím těchto výsledků predikce by byla příliš zkreslena celková průměrná hodnota všech predikcí. Tyto algoritmy jsou tedy s největší pravděpodobností vhodné pouze pro nelegované, případně pouze málo legované oceli.

Jak již bylo zmíněno u výsledků predikce, jsou téměř všechny tyto algoritmy vhodné pouze pro jednorůchodové svary neovlivněné TZ, protože neobsahují žádný parametr, který by charakterizoval následný teplotní cyklus po navaření první svarové housenky a jeho vliv na výslednou tvrdost svaru. Jediným algoritmem, který zahrnoval vliv následného teplotního cyklu po svaření na výslednou tvrdost, byl kombinovaný algoritmus. Vliv následného teplotního cyklu je v tomto modelu predikce charakterizován pomocí tzv. Hollomon-Jaffe parametru (HJP), který charakterizuje hodnotu, o kterou byla tvrdost následným teplotním cyklem snížena, příp. zvýšena. Tato hodnota je pak přičtena k hodnotě tvrdosti svaru po prvním teplotním cyklu. Vstupními parametry pro výpočet HJP jsou kromě maximální teploty a doby výdrže na této teplotě také např. chemické složení materiálu vyjádřené prostřednictvím uhlíkového ekvivalentu a čas $t_{8/5}$. Algoritmus je však dle jeho autorů primárně určený pro C-Mn a nízkolegované oceli a při aplikaci na ocel P91 nebyl funkční, a to ani po mnoha úpravách HJP a uhlíkových ekvivalentů. Ze stejného důvodu jako v případě víceprůchodových svarů (případně svarů podrobených TZ) podával i u jednorůchodových svarů oproti jiným algoritmům méně přesné výsledky.

WeldSoft 2

Program WeldSoft 2 při výpočtu predikce tvrdosti nepočítal korektně časy $t_{8/5}$ nutné pro některé z výpočtů. Při testování přesnosti predikce tvrdosti bylo tedy třeba do vstupních parametrů nastavit časy $t_{8/5}$ experimentálně. Dosazeny byly časy vypočítané na webu JWES, stejně jako při testování algoritmů z kap. 2.1. Podobně jako u předchozích modelů však neměla změna parametru $t_{8/5}$ na výsledky predikce prakticky žádný vliv.

Program využívá při výpočtu predikce několik modelů dle různých autorů. Průměrná celková odchylka dosahovala hodnoty přibližně HV25. Průměrná odchylka predikovaných hodnot vzhledem ke vzorku předehřátém na teplotu 150°C činila přibližně HV 17 a u vzorku předehřátém na teplotu 250°C dosahovala odchylka přibližně HV 33. Rozsah hodnot odchylek se v případě prvního vzorku (TP = 150°C) pohyboval od HV 0 do HV 84 a v případě druhého vzorku (TP = 250°C) od HV 19 do HV 62. V obou případech byla největší odchylka způsobena algoritmem dle Yurioky I. Při nezahrnutí tohoto modelu do průměrných hodnot bylo dosaženo celkové průměrné hodnoty tvrdosti přibližně HV 18. V případě vzorku s TP 150°C pak dosahovala průměrná odchylka hodnoty HV 7 a v případě vzorku s TP 250°C hodnoty HV 28.

Nejpřesnějších výsledků predikce při porovnání predikovaných hodnot s hodnotami naměřenými na vzorku s TP 150°C dosahovaly predikce dle Terasakiho I a II, kde byla odchylka přesnosti zanedbatelná, dalšími nejpřesnějšími algoritmy byl algoritmus dle Araty, Suzukiho a Beckerta, u kterých se odchylky přesnosti pohybovaly od HV 3 do HV 4. Nejméně přesnými algoritmy pak byl již zmíněný algoritmus dle Yurioky I s odchylkou HV 84.

V případě vzorku s TP 250°C bylo, obdobně jako u modelů predikce z kap. 2.1, dosaženo celkově nižší přesnosti predikce než u vzorku předeřátého na teplotu 150°C. Nejpřesnějším modelem se s odchylkou HV 19 stal model predikce dle Araty. Nejméně přesnými modely predikce byly modely dle Yurioky I (odchylka HV 62), dle Yurioky II (odchylka HV 41) a dle Cottrella (odchylka HV 40).

V rámci experimentu byl také testován modul WeldSoftu pro predikci tvrdosti svaru ovlivněným dvěma a více teplotními cykly. Při testování tohoto modulu bylo zjištěno, že program v tomto modulu nepredikuje tvrdost po svaření prvním průchodem pomocí žádného z algoritmů, které používá pro predikci jednorůchodových svarů. Hodnota, kterou predikuje WeldSoft 2, v tomto modulu není ani průměrnou hodnotou výsledků v modulu pro predikci jednorůchodových svarů. Hodnota predikce tvrdosti v tomto modulu dosahovala v případě použití TP 150°C i 250°C stejné hodnoty, a to HV 334. Tato hodnota má oproti hodnotám získaným z modulu pro predikci jednorůchodových svarů výraznou odchylku. Hodnota tvrdosti, kterou pak program predikoval při zadání parametrů definujících druhý teplotní cyklus, nebyla korektní. Toto je s největší pravděpodobností, podobně jako u kombinovaného algoritmu, způsobeno primárním určením algoritmu, který WeldSoft k predikci používá pouze pro nelegované, případně pouze nízkolegované oceli. Toto tvrzení podporuje i fakt, že bylo při výpočtu nutné odstranit nastavené limitní hodnoty chemického složení a parametrů následného teplotního cyklu, které parametry oceli P91 mnohdy výrazně překračovaly.

SYSWELD

Algoritmy, které používá pro predikci tvrdosti program SYSWELD byly jako jediné schopny korektně predikovat tvrdost svarového spoje oceli P91 po aplikaci TZ. Hodnoty, které tyto algoritmy podávali v případě tepelně nezpracovaných a více průchodových svarů, však korektní nebyly. SYSWELD používá pro charakteristiku následného teplotního cyklu svařování tzv. parametr p. Tento parametr, podobně jako HJP u kombinovaného algoritmu, používá jako vstupní data zejména maximální teplotu cyklu a dobu výdrže na této teplotě. Rozdílem oproti predikci tvrdosti svaru po TZ oproti kombinovanému algoritmu je to, že SYSWELD nevytváří prostřednictvím parametru p a chemického složení rozdíl tvrdosti,

způsobený teplotním cyklem, který pak přičítá k maximální tvrdosti po prvním cyklu. SYSWELD používá pro výpočet tvrdosti svaru po TZ algoritmus, který je nezávislý na hodnotě tvrdosti po první svarové housence. Tvrdost po TZ je tedy predikována pomocí algoritmu, který v sobě přímo zahrnuje chemické složení materiálu a vliv následného tepelného zpracování prostřednictvím parametru p . Díky tomu mohla být provedena predikce pro svary ovlivnění TZ korektně i navzdory faktu, že program SYSWELD predikuje tvrdost u jednorůchodových svarů nekorektně.

Tento algoritmus dosahoval průměrné celkové přesnosti přibližně HV 5 pro jednorůchodové svary po TZ. Vzhledem k tomu, že algoritmus neobsahoval parametr $t_{8/5}$ vyšla predikovaná hodnota při obou zkoušených teplotách předehřevu stejně. V případě TP 150°C, činila odchylka přibližně HV 6 a v případě vzorku s TP 250°C činila odchylka predikovaných hodnot přibližně HV 5.

JWES

Výpočet predikce tvrdosti na webu JWES predikoval korektně pouze predikci pro jednorůchodové svary neovlivněné TZ a dalšími svarovými průchody. Výhodou výpočtu na webu JWES byl korektní výpočet parametru $t_{8/5}$, který tak mohl být použit jako vstupní hodnota i u některých jiných algoritmů. K výpočtu tohoto parametru využívá jako vstupní parametry, obdobně jako v případě programu WeldSoft 2, charakteristické údaje svařování (svařovací napětí, proud, tloušťku materiálu, teplotu předehřevu, atd.). Stejně jako v předchozích modelech predikce však zvýšený čas $t_{8/5}$ způsobený vyšší teplotou předehřevu neměl na výslednou hodnotu predikované tvrdosti prakticky vliv.

Výpočet predikce na webu JWES dosahoval průměrné přesnosti s odchylkou HV 30. Přičemž v porovnání s tvrdostí vzorku předehřátého na 150°C činila hodnota odchylky přibližně HV 19 a v případě vzorku předehřátého na 250°C činila odchylka predikované hodnoty přibližně HV 41.

Model na webu JWES dokázal kromě predikce tvrdosti a výpočtu parametru $t_{8/5}$ určit také hodnotu energie svařovacího oblouku, vstupního tepla a obsahu martenzitu ve struktuře.

4 Závěr

Předmětem předložené diplomové práce byla predikce maximální tvrdosti svarových spojů oceli P91. Ocel P91 je martenzitická, Cr-Mo (9%Cr a 1%Mo) ocel dosahující vysoké creepové odolnosti. Vznikla na přelomu 70. a 80. let 20. století v USA z důvodu potřeby oceli, která by dokázala plnit stále se zvyšující nároky na materiály zejména v energetickém a petrochemickém průmyslu. Díky oceli P91 tak bylo možno snížit potřebné tloušťky stěn zařízení při zachování potřebných vlastností, což mělo za následek snížení ekonomické náročnosti výroby. Ocel P91 je používána, jak pro zařízení nová, tak i při modernizacích zařízení z již nevyhovujících materiálů jakým je v ČR například ocel 15 128.

Maximální tvrdost svarového spoje je jedním z ukazatelů, kterým lze zjistit korektnost provedení požadovaného teplotního režimu při svařování, zejména TZ po svaření. Toto lze zjistit jak destruktivně metalograficky, tak i nedestruktivně pomocí predikce tvrdosti. V případě, že by teplotní režim při svařování a následné TZ nebylo provedeno korektně, mohlo by dojít k vytvoření nevyhovujícího svarového spoje, u kterého hrozí vysoké riziko jeho poškození z důvodu vzniku trhlin v TOO, způsobenými příliš vysokou tvrdostí v této oblasti. V takovém případě hrozí nejen ekonomické následky spojené s nutnou odstávkou zařízení a jeho opravy, ale také riziko zranění, osob pracujících v blízkosti těchto zařízení. V případě oceli P91 je nutnost dodržení požadovaného režimu svařování vyšší, protože tato ocel reaguje na použitý teplotní režim svařování velmi citlivě a v případě jeho nekorektního provedení ztrácí vlastnosti, díky kterým je používána. Při nesprávně provedeném teplotním režimu při svařování totiž ani následné TZ nedokáže snížit maximální tvrdost spoje na požadovanou hodnotu. Maximální tvrdost svarového spoje není jediným ukazatelem pro hodnocení svarových spojů, ale oproti jiným metodám dokáže přiblížit chování spoje poměrně snadno a rychle.

První teoretická kapitola této práce byla věnována studiu oceli P91. Kapitola 1.1 se zabývá vznikem a použitím oceli P91, v kapitole 1.2 je rozebrána nejdůležitější vlastnost této oceli – creepová odolnost a její vznik. Následující dvě kapitoly pak popisují svařitelnost oceli. První z nich popisuje obecně problematiku svařitelnosti oceli a druhá popisuje problematiku svařitelnosti, kterou přináší potřeba oprav poškozených zařízení za jejich provozu. Vliv maximální tvrdosti svarového spoje oceli P91 po svaření na vlastnosti tohoto spoje jsou uvedeny v kapitole 1.5. Kapitola 1.6 popisuje mechanické vlastnosti a chemické složení oceli a také ovlivnění vlastností 9-12Cr ocelí vybranými legujícími prvky. Poslední teoretickou kapitolou, zabývající se ocelí P91 je kapitola 1.7, která popisuje mikrostrukturu oceli.

Druhá teoretická část byla věnována studiu predikce maximální tvrdosti v TOO svarového spoje. V několika kapitolách byla provedena studie různých možností predikce tvrdosti. Byly popsány výpočtové algoritmy dle několika autorů, predikce pomocí různých výpočtových programů a neuronových sítí. Správně nastavené metody predikce dokáží ušetřit značné množství nákladů a času, protože odpadá proces destruktivního testování tvrdosti. To je výhodné zejména v případě drahých materiálů, mezi které patří i ocel P91. Každý model, který dokáže predikovat tvrdost přesně, je tak velice žádaný a potřebný. Výpočtových modelů existuje celá řada. Spousta z nich vznikla různou modifikací modelů předchozích. Žádné modely však nejsou univerzální pro všechny druhy ocelí a jsou limitovány chemickým složením dané oceli. Nejvíce modelů bylo vytvořeno především pro nelegované, případně málo legované oceli.

Cílem experimentu bylo ověření funkčnosti různých modelů predikce tvrdosti na legované Cr-Mo oceli P91 podrobené různými teplotními cykly a vliv těchto cyklů na průběh tvrdosti ve svarovém spoji. Za tímto účelem bylo testováno celkem 8 vzorků svarových spojů oceli P91 podrobených různým teplotním cyklům. Experiment v této práci navazuje na experiment, který byl proveden v práci bakalářské s názvem: „Vliv teplotního režimu svařování na tvrdost svarových spojů vybraných Cr-Mo ocelí.“ Tato práce se zabývala kromě oceli P91 i ocelí 15 128. Pro potřeby současné práce tak byly použity vzorky oceli P91 použité již ve zmíněné práci, přičemž byly celkově upraveny tak, aby bylo možné měření tvrdosti na moderním tvrdoměru, který díky vyšší přesnosti a většímu počtu měření, umožnil zpřesnění výsledů průběhu tvrdosti i následné predikce tvrdosti. Oproti předcházející práci bylo také testováno větší množství metod predikce.

Při posuzování průběhu tvrdosti byly potvrzeny trendy uvedené v teoretické části práce. Použití vyšší teploty přehřevu způsobilo prodloužení času $t_{8/5}$. Prodloužením času $t_{8/5}$ došlo ke snížení podílu martenzitu ve struktuře, což vedlo ke snížení tvrdosti. Aplikací tepelného zpracování došlo k výraznému snížení tvrdosti, způsobenému obnovením vlastností oceli, které působením teplotního cyklu při procesu svařování degradovaly. Použití druhé svarové housenky však nemělo podobný vliv jako tepelné zpracování a tvrdost byla mírně vyšší. Tento trend byl s největší pravděpodobností způsoben precipitací sekundárních vytvrzovacích prvků.

Při predikci tvrdosti u jednorůchodových svarů bylo dosaženo u několika algoritmů poměrně přesných hodnot, u kterých byla odchylka od naměřených hodnot buď zanedbatelná, nebo v jednotkách HV. Nejlepších výsledků predikce dosahoval v případě vzorku s TP 150°C algoritmus pro predikci tvrdosti martenzitu dle Satoha a Terasakiho a algoritmus dle Terasakiho. V případě vzorku s TP 250°C bylo dosaženo nejlepší hodnoty predikce algoritmem dle Yurioky II. Při predikci tvrdosti pomocí programu WeldSoft 2 bylo

pro vzorek s TP 150°C dosaženo nejlepší hodnoty predikce algoritmem dle Terasakiho I a II. Pro vzorek s TP 250°C pak bylo dosaženo v programu WeldSoft 2 nejlepšího výsledku algoritmem dle Araty.

Predikce u víceprůchodových svarů a svarů podrobených TZ je u této legované oceli problém. Jediným algoritmem, u kterého se podařilo prokázat funkčnost predikce u tepelně zpracovaných svarů, byl algoritmus, který při predikci tvrdosti takto ovlivněných svarů používá program SYSWELD. Pro víceprůchodové svary však nepodával korektní výsledky žádný z algoritmů. Problémem při predikci svarů jsou, kromě chemického složení legovaných ocelí, zejména mikrostrukturní přeměny vyvolané následnými teplotními cykly, které nejsou doposud přesně popsány. Pro sestavení algoritmu, který by dokázal predikovat tvrdost u víceprůchodových svarů, by bylo třeba mnoho experimentů, při kterých by byly mnohokrát simulovány různé násobné teplotní cykly, na kterých by se vypožadovala přesná závislost chování této oceli na daném teplotním režimu. Problémem by pak mohla být aplikace těchto algoritmů na jiné, byť zdánlivě velmi podobné oceli, které by se však mohly chovat odlišně. Vytvoření modelu predikce, který by dokázal komplexně predikovat tvrdost svarového spoje oceli P91 v závislosti na použitém teplotním režimu, včetně násobných průchodů, by tak vyžadoval mnohem rozsáhlejší výzkum, než jaký by dokázala pojmout tato diplomová práce. Tato práce však dokázala přiblížit algoritmy, díky kterým je možná predikce tvrdosti svarového spoje oceli P91 na jednopřechodových svarech i za předpokladu použití TZ. Dále také upřesnila průběh tvrdosti svarového spoje této oceli v závislosti na použitém teplotním režimu svařování. Díky výsledům práce je tak možné dle výsledné tvrdosti svarového spoje odhalit nekorektně provedený teplotní režim svařování, na jehož přesnost je ocel P91 velmi náchylná.

Seznam použitých pramenů

- [1] HILKES, Jan a Volker GROSS. BÖHLER SCHWEISSTECHNIK. Welding CrMo steels for Power Generation and Petrochemical Applications: Past, Present and Future. Germany, 2009.
- [2] Perspektivní nízkolegované a feritické Cr oceli pro jednotky velkých výkonů. V. Foldyna All for power: informační portál a časopis [online]. 27.4.2009 [cit. 2014-01-11]. Dostupné z: <http://www.allforpower.cz/clanek/perspektivni-nizkolegovane-a-feriticke-cr-oceli-pro-jednotky-velkych-vykonu/>
- [3] COLEMAN, Kent. I A SHIBLI, European technology Development. *Failures of P91 Steel at the West Burton Plant in England Raise Concerns About the Long Term Behavior of the Advanced Steel*. UK.
- [4] COLEMAN, Kent. ELECTRIC POWER RESEARCH INSTITUTE. Guideline for Welding Creep Strength – Enhanced Ferritic Alloys. USA, 2007
- [5] Ověření vlastností svarového spoje ocelí P91 a 15128 po dlouhodobé teplotní expozici. SCHWARZ, D., J. KOUKAL a M. SONDEL.KONSTRUKCE: Odborný časopis pro stavebnictví a strojírenství [online]. 11.11.2010 [cit. 2014-01-15]. Dostupné z: <http://www.konstrukce.cz/clanek/overeni-vlastnosti-svaroveho-spoje-oceli-p91-a-15128-po-dlouhodob-teplotni-expozici/>
- [6] HENNHOFFER, K. a A. JAKOBOVÁ. VLASTNOSTI SVAROVÉHO SPOJE MODIFIKOVANÉ 9% Cr OCELI (P 91) S NÍZKOLEGOVANOU CrMoV OCELÍ (15 128). Ostrava. Dostupné z: http://www.metal2012.com/files/proceedings/metal_00/papers/716.pdf
- [7] LI, Leijun. UTAH STATE UNIVERSITY. Effect of Post-Weld Heat Treatment on Creep Rupture Properties of Grade 91 Steel Heavy Section Welds. Utah, 2012, 71 s.
- [8] ZACTRUBA, John. P91 – The Workhorse of the Power Industry. BRIGHT HUB: The Hub for Bright Minds [online]. May 22, 2011 [cit. 2014-01-10]. Dostupné z: <http://www.brighthub.com/engineering/mechanical/articles/64886.aspx>
- [9] BÖHLER SCHWEISSTECHNIK. Welding filler metals for power plant engineering. Germany.
- [10] Ing. Vladislav Ochodek – Osobní sdělení (VŠB-TU Ostrava, 3. 3. 2014)
- [11] SMET, Patric a Hans WORTEL. Controlling Heat Treatment of Welded P91. 2006
- [12] MCGEHEE, A. a K. COLEMAN. EPRI. Optimal Hardness of P91 Weldments. California, USA, 2003.
- [13] PŘIBYL, M. Vliv teplotního režimu svařování na tvrdost svarových spojů vybraných Cr-Mo ocelí: bakalářská práce. Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie, 2012, 55 s. Vedoucí práce: Ochodek, V.
- [14] NEWELL, William. EUROWELD, Ltd. Welding and PWHT of P91 Steels. USA, 2013.
- [15] NOLAN, D., STERJOVSKI a D. DUNNE. UNIVERSITY OF WOLLONGONG. MODELLING OF HAZ HARDNESS IN C-Mn PIPELINE STEELS SUBJECTED TO

IN-SERVICE WELDING PROCEDURES. Australia, 2005.

- [16] The prediction of maximum HAZ hardness in C-Mn and low alloy steel arc welds. NICHOLAS, Joanna a David ABSON. TWI [online]. Cranfield, 19.6.2008 [cit. 2012-03-10]. Dostupné z: <http://www.twi.co.uk/services/technical-information/published-papers/the-prediction-of-maximum-haz-hardness-in-c-mn-and-low-alloy-steel-arc-welds-june-2008/?locale=en>
- [17] The prediction of maximum HAZ hardness in various regions of multiple pass welds. NICHOLAS, Joanna M a David J ABSON. TWI [online]. Cranfield, 19.6.2008 [cit. 2012-03-13]. Dostupné z: <http://www.twi.co.uk/services/technical-information/published-papers/the-prediction-of-maximum-haz-hardness-in-various-regions-of-multiple-pass-welds-june-2008/?locale=en>
- [18] HRIVŇÁK, Ivan. Teória zvariteľnosti kovov a zliatin. Vyd. 1. Bratislava: Veda, 1989, 343 p. ISBN 80-224-0016-5.
- [19] SLOVÁČEK, Marek. Numerické simulace svařování a tepelného zpracování. MM Průmyslové spektrum [online]. 2008 [cit. 2014-03-10]. Dostupné z: <http://www.mmspektrum.com/clanek/numericke-simulace-svarovani-a-tepelneho-zpracovani.html>
- [20] SLOVÁČEK, Marek. Numerické simulace svařování. MM Průmyslové spektrum [online]. 2009 [cit. 2014-03-10]. Dostupné z: <http://www.mmspektrum.com/clanek/numericke-simulace-svarovani.html>
- [21] Prediction of Microstructure and Hardness in Steels. EWI [online]. [cit. 2014-03-10]. Dostupné z: <http://calculations.ewi.org/vjp/secure/AshbyModel.asp>
- [22] Calculation software of welding: Calculation of HAZ maximum hardness. JWES. JWES: The Japan Welding Engineering Society [online]. 2011 [cit. 2014-03-10]. Dostupné z: http://www-it.jwes.or.jp/weld_simulator/en/calc3.jsp
- [23] ZACZEK, Z. a J. CWIEK. Prediction of HAZ Hardness in Welds of Quenched and Tempered HSLA Steels. 1993. Dostupné z: http://www.aws.org/wj/supplement/WJ_1993_01_s37.pdf
- [24] Neuronové sítě podle vědců pomohou najít informace v mluvené řeči. ČTK. České noviny: Zpravodajský server ČTK [online]. 2013 [cit. 2014-03-16]. Dostupné z: <http://www.ceskenoviny.cz/zpravy/neuronove-site-podle-vedcu-pomohou-najit-informace-v-mluvene-rci/956528>
- [25] PIVOŇKA, Petr. Optimalizace regulátorů. Brno, 2005, 109 s. Dostupné z: http://matlab.fei.tuke.sk/raui/doc/OptimalizaceRegul_Piv_w.pdf
- [26] RYCHLÝ, Marek. VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ. Klasifikace a predikce. Brno, 11 s. Dostupné z: <http://www.fit.vutbr.cz/~rychly/public/docs/classification-and-prediction/classification-and-prediction.pdf>
- [27] JANČÍKOVÁ, Zora, Milan HEGER, Milan VROŽINA, Josef KOBĚRSKÝ a Jiří DAVID. Neuronové sítě a jejich možnosti využití v metalurgii. 2000. Dostupné z: <http://akce.fs.vsb.cz/2000/KonfFS04/Proceedings/papers/14.pdf>
- [28] SPERKO ENGINEERING SERVICES, Inc. *Welding "Grade 91" Alloy Steel*. Houston, USA, 2007. Dostupné z: <http://www.sperkoengineering.com/html/Grade%2091%20R%2010-05.pdf>

- [29] FOLDYNA, Václav. Materiály a jejich svařitelnost: učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů. 1. vyd. Ostrava: ZEROSS, 1999, 296 s. Svařování. ISBN 80-857-7163-2.
- [30] ZHANG, Yan. Changes in Microstructure and Mechanical Properties of P91 Weld Metal during Creep. Nottingham, 2009. The University of Nottingham.
- [31] LI, Huijun a MITCHELL. Microstructural characterization of P91 steel in the virgin, service exposed and post-service renormalized conditions. Australia: University of Wollongong, 2013.
- [32] SULAIMAN, Samsiah a Druce DUNNE. MICROSTRUCTURAL AND HARDNESS INVESTIGATIONS ON SIMULATED HEAT AFFECTED ZONE (HAZ) IN P91 CREEP RESISTING STEEL. Australia: University of Wollongong, 2007.
- [33] Thompson, R., C., Bhadesia, H., K., D., H.: Changes in chemical composition of carbides in 2.25Cr-1Mo power plant steel. Materials Science and Technology. 1994, 10, p.205.
- [34] Pickering, F., B.: Historical development and microstructure of high chromium ferritic steels. In Proc. Microstructural stability of creep resistant alloys for high temperature applications. IOM, London, 1997, P.1.
- [35] HAJDÍK, Jiří. Svařitelnost a vlastnosti svarových spojů 9÷12% Cr modifikovaných žárupevných ocelí: autoreferát doktorské disertační práce. 1. vyd. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2011, 36 s. ISBN 978-80-248-2471-0.
- [36] The mission statement of the Japan Welding Engineering Society (JWES). The Japan Welding Engineering Society [online]. 2014 [cit. 2014-05-01]. Dostupné z: <http://www.jwes.or.jp/en/mission.html>
- [37] Introduction. Welding Technology Information Center of The Japan Welding Engineering Society [online]. 2013 [cit. 2014-05-01]. Dostupné z: http://www-it.jwes.or.jp/index_e.jsp
- [38] Calculation software of welding: Equation of HAZ maximum hardness. Welding Technology Information Center of The Japan Welding Engineering Society [online]. 2013 [cit. 2014-05-01]. Dostupné z: http://www-it.jwes.or.jp/weld_simulator/en/cal3.jsp
- [39] ESI GROUP. SYSWELD 2005: reference manual. 2005.

Seznam obrázků

Obr. 1 Snižování potřebné tloušťky stěny vývojem nových materiálů. [3]	12
Obr. 2 Přehřívákové vedení z oceli P91. [3]	13
Obr. 3 Svar na silnostěnném parovodu z oceli P91. [9]	16
Obr. 4 Lokální TZ prostřednictvím keramických ohřivačů. [14]	17
Obr. 5 Teplotní cyklus svařování oceli P91. [9]	18
Obr. 6 Trhlina na svarovém spoji parovodu. [14]	20
Obr. 7 Schaefflerův diagram pro vybrané 9-12% Cr oceli. [30]	24
Obr. 8 Fázový diagram oceli T/P91 ($C_1=M_{23}C_6$; $C_2=MC$). [30]	25
Obr. 9 ARA diagram oceli P91. [10]	25
Obr. 10 Rozmístění precipitátů v mikrostruktuře (reálný snímek je na obr. 13). [30]	26
Obr. 11 Mikrostruktura oceli P91. [31]	26
Obr. 12 Mikrostruktura oceli P91 s viditelnými precipitáty. [31]	26
Obr. 13 Precipitáty na hranicích subzrn. [31]	27
Obr. 14 Mikrostruktura TOO po $T_{max}=850^{\circ}C$. [32]	28
Obr. 15 Mikrostruktura TOO po $T_{max}=1000^{\circ}C$. [32]	28
Obr. 16 Mikrostruktura TOO po $T_{max}=1200^{\circ}C$. [32]	28
Obr. 17 Mikrostruktura TOO po $T_{max}=1400^{\circ}C$. [32]	28
Obr. 18 Vliv obsahu uhlíku na vznik martenzitické struktury a tvrdost. [29]	30
Obr. 19 Závislost tvrdosti a parametru $t_{8/5}$. [23]	32
Obr. 20 Schéma neuronové sítě. [27]	39
Obr. 21 Svařování vzorků metodou 141.	41
Obr. 22 Stehování trubek.	42
Obr. 23 Trubky svařeny jedním průchodem.	42
Obr. 24 Trubky po svaření.	42
Obr. 25 Schéma dělení vzorků.	43
Obr. 26 Dělení vzorků.	43
Obr. 27 Nadělené vzorky z jednoho páru trubek.	43
Obr. 28 Vzorky zalité dentacrylem v tabletě.	44
Obr. 29 Použitý tvrdoměr při měření.	45
Obr. 30 Softwarová aplikace tvrdoměru a umístění vpichu u hranice ztavení.	46
Obr. 31 Naměřené hodnoty tvrdosti.	46
Obr. 32 Výsledky měření tvrdosti v předchozí práci. [13]	49
Obr. 33 Výsledky predikce pomocí výpočtových algoritmů.	50
Obr. 34 Výsledky predikce - WeldSoft 2.	52
Obr. 35 Výsledky predikce – SYSWELD.	54
Obr. 36 Výsledky predikce – JWES.	56

Seznam tabulek

Tab. 1 <i>Mechanické vlastnosti oceli P91. [5]</i>	21
Tab. 2 <i>Chemické složení oceli P91. [4]</i>	21
Tab. 3 <i>Rozsah chemického složení pro algoritmus dle Yurioky. [23]</i>	35
Tab. 4 <i>Rozměr trubky pro výrobu vzorků.</i>	40
Tab. 5 <i>Svařovací parametry.</i>	41
Tab. 6 <i>Chemické složení přídavného materiálu.</i>	41
Tab. 7 <i>Tepłota předehřevu a tepelné zpracování.</i>	44
Tab. 8 <i>Rozdíly tvrdosti při použití TP 150°C / 250°C.</i>	47
Tab. 9 <i>Rozdíly tvrdosti při použití TZ a bez použití TZ.</i>	48
Tab. 10 <i>Rozdíly tvrdosti při aplikaci jedné / dvou sv. housenek.</i>	48
Tab. 11 <i>Porovnání naměřených hodnot.</i>	49
Tab. 12 <i>Hodnoty parametru $t_{8/5}$ pro různou TP.</i>	56

Poděkování

Děkuji vedoucímu diplomové práce Ing. Vladislavu Ochodkovi z Katedry mechanické technologie Fakulty strojní, VŠB-TU Ostrava za námět této práce, odborné vedení práce, cenné rady a poskytnutí literatury.